

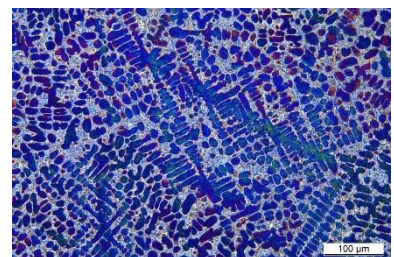
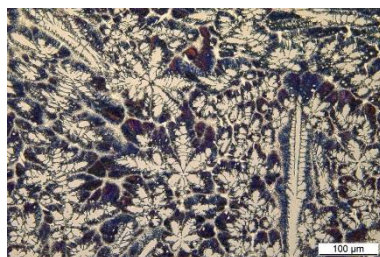
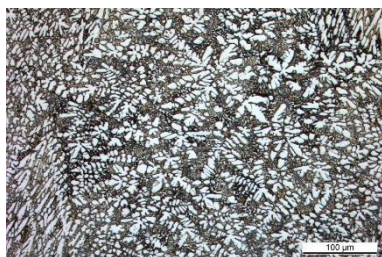
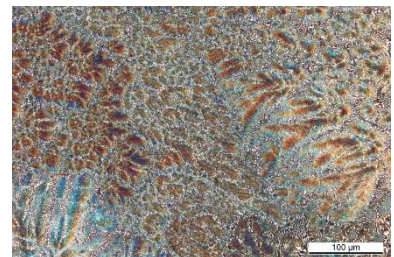
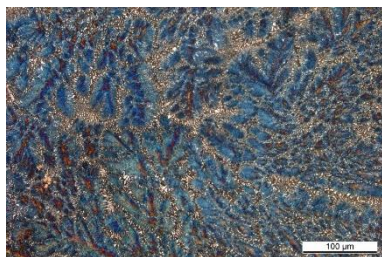
Eisenbasierte intermetallische Hartlegierungen für den Verschleißschutz am Beispiel von Schneckenextrudern

Dissertation
zur Erlangung des Doktorgrades
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von
Swenja Kamper, M.Sc.

genehmigt von der Fakultät für Mathematik/Informatik und Maschinenbau
der Technischen Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung
25.10.2019



Dekan
Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling

Vorsitzender der Promotionskommission
Prof. Dr.-Ing. Hubert Schwarze

Betreuer
Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling

Gutachter
Prof. Dr.-Ing. Gerhard Ziegmann

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren (ISAF) und dem Clausthaler Zentrum für Materialtechnik (CZM) der TU Clausthal im Zeitraum von 2014-2019.

Ich bedanke mich bei Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling, Institutsdirektor des Instituts für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren, für die Möglichkeit, die vorliegende Arbeit in seinem Institut anzufertigen und für die zahlreichen Fachgespräche zum Thema Schneckenmaschinen sowie die Bereitstellung der für die Anfertigung dieser Arbeit erforderlichen Mittel. Des Weiteren bedanke ich mich bei Prof. Dr.-Ing. Gerhard Ziegmann für die Übernahme des Koreferats.

Meinem Arbeitsgruppenleiter Dr.-Ing. Rolf Reiter danke ich für Bereitstellung des Themas und die Unterstützung während der Anfertigung dieser Arbeit.

Für die Bereitstellung von Proben- und Versuchsmaterial danke ich den Herren Dr.-Ing. Lukas Lau der Corodur Fülldraht GmbH, Remigiusz Czeladzinski der Krauss-Maffai Berstorff GmbH, Prof. Dr.-Ing. Volkmar Neubert des Instituts für Materialprüfung und Werkstofftechnik, Dr.-Ing. Michael Bosse der ALLOD Werkstoff GmbH & Co. KG, Dr.-Ing. Tim Rekersdrees der Georgsmarienhütte GmbH sowie Daniel Mittelstedt der Deloro Wear Solutions GmbH.

Ich danke allen Mitarbeitern der Werkstoffprüfung, mechanischen und elektrischen Werkstätten, insbesondere Frau Sabine Friederichs sowie den Herren Mario Behrends, Bernd Brinkhaus, Uwe Cronjäger, Sven Dahle und Uwe Dix für die Unterstützung während der praktischen Durchführung der Untersuchungen und für die zahlreichen kurzfristigen Aufträge, die zum Gelingen dieser Arbeit gedient haben.

Außerdem bedanke ich mich bei den wissenschaftlichen Hilfskräften sowie meinen Kollegen, die mich bei der Anfertigung dieser Arbeit unterstützt haben.

Zuletzt gilt mein Dank meiner Mutter, die mich insbesondere während meines Studiums unterstützt und motiviert hat, sowie meinem Lebensgefährten, der mir während der Erstellung dieser Arbeit stets eine Stütze war.

Inhaltsverzeichnis

Vorwort	i
Abbildungsverzeichnis	vi
Tabellenverzeichnis	ix
Abkürzungsverzeichnis	x
1 Einleitung	1
2 Aufgabenstellung und Ziel der Arbeit	2
3 Schneckenmaschinen	3
3.1 Bauarten der Schneckenmaschinen	4
3.1.1 Einschneckenextruder	4
3.1.2 Doppelschneckenextruder	5
3.1.3 Planetwalzenextruder	7
3.2 Werkstoffe	8
3.2.1 Stahlwerkstoffe	9
3.2.1.1 Nitrierstähle	9
3.2.1.2 Werkzeugstähle	10
3.2.1.3 PM-HIP-Stähle	11
3.2.1.4 Korrosionsbeständige Stähle	12
3.2.2 Hartlegierungen	13
3.2.2.1 Kobaltbasislegierungen	14
3.2.2.2 Nickelbasislegierungen	16
3.2.2.3 Eisenbasislegierungen	17
3.3 Oberflächenschutz von Extruderschnecken	19
3.3.1 Stoffeigenschaft ändern	20
3.3.1.1 Nitrieren	20
3.3.1.2 Borieren	22
3.3.2 Galvanisches Beschichten	23
3.3.2.1 Hartverchromen	23
3.3.2.2 Vernickeln	23
3.3.3 Schweißtechnische Beschichtungsverfahren	24
3.3.4 Physical Vapour Deposition (PVD)	26
3.3.5 Thermisches Spritzen	27
3.4 Herstellung einer steggepanzten Extruderschnecke	28

4	Verschleiß in Schneckenmaschinen	30
4.1	Abrasion	32
4.2	Adhäsion	34
4.3	Tribochemischer Verschleiß	35
5	Intermetallische Werkstoffsysteme.....	36
5.1	Intermetallische Phasen	36
5.2	Tribaloy-Legierungen	37
5.3	Eisenbasierte Legierungen.....	40
6	Erarbeitung grundsätzlicher Zusammenhänge	43
7	Werkstoffherstellung und Prüftechnik.....	47
7.1	Einsatzstoffe und Werkstoffherstellung	47
7.2	Metallographische Untersuchungen	49
7.3	Strukturbestimmung	50
7.4	Dichtebestimmung.....	50
7.5	Verschleißprüftechnik.....	51
7.5.1	Millertest nach ASTM G75.....	51
7.5.2	Stift-Rolle-Test	53
8	Verwendete Werkstoffsysteme.....	56
8.1	Eisen-Titan-Legierungen	56
8.2	Eisen-Molybdän-Legierungen.....	60
8.3	Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen	64
9	Schweißeignung der intermetallischen Legierungssysteme.....	68
10	Ergebnisse	72
10.1	Strukturbestimmung	72
10.2	Dreikörperabrasivverschleiß.....	73
10.2.1	Einfluss des abrasiven Stoffes	73
10.2.2	Einfluss der Werkstoffhärte	77
10.2.3	Verhalten der Versuchswerkstoffe	77
10.3	Adhäsiver Verschleiß	81
10.3.1	Einfluss der Rollenhärte	81
10.3.2	Abhängigkeit von Normalkraft und Reibgeschwindigkeit.....	83
10.3.3	Einfluss der Temperatur	84
10.3.4	Adhäsiver Verschleiß - legierter Stift	84
10.3.5	Adhäsiver Verschleiß - legierte Rolle	90

10.4	Zusammenfassung der Ergebnisse.....	95
11	Zusammenfassung	96
12	Ausblick	98
13	Literatur.....	99
	Lebenslauf	109

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 3.1: Einteilung der Schneckenmaschinen	3
Abbildung 3.2: Prinzipdarstellung eines Extruders	3
Abbildung 3.3: Druckaufbau im Einschneckenextruder	5
Abbildung 3.4: Schematische Darstellung einer Dreizonenschnecke	5
Abbildung 3.5: Bauweisen von Doppelschneckenextrudern	6
Abbildung 3.6: Schematisches Prinzip eines Planetwalzenextruders	7
Abbildung 3.7: Schematische Darstellung eines Planetwalzenextruders.....	8
Abbildung 3.8: Gefüge des X90CrMoV18 (1.4112)	13
Abbildung 3.9: Gefügedarstellung einer FeCrC-Legierung	13
Abbildung 3.10: Gefügedarstellung ausgewählter Co-Cr-W-C-Legierungen	15
Abbildung 3.11: Gefüge typischer Nickelbasislegierungen	17
Abbildung 3.12: Gefüge FeCrVC-Legierung	18
Abbildung 3.13: Aufbau einer Nitrierschicht.....	21
Abbildung 3.14: Aufmischungsgrad	24
Abbildung 3.15: Verfahren für das Auftragschweißen an Extruderschnecken	25
Abbildung 3.16: Schematische Darstellung des Außenwirbelns	29
Abbildung 4.1: Tribologisches System.....	30
Abbildung 4.2: Schematische Darstellung der Verschleißmechanismen	31
Abbildung 4.3: Verschleiß an kunststoffverarbeitenden Schneckenmaschinen.....	31
Abbildung 4.4: Schematische Darstellung Zwei- und Dreikörperabrasivverschleiß ..	32
Abbildung 4.5: Beispiele für Zusatzstoffe in der Kunststoffindustrie	33
Abbildung 4.6: Typische Erscheinungsmerkmale von adhäsivem Verschleiß	34
Abbildung 5.1: Gefüge typischer Tribaloy-Legierungen	38
Abbildung 5.2: Abrasionsbeständigkeit im Millerversuch	39
Abbildung 5.3: Adhäsionsbeständigkeit im Stift-Rolle-Versuch	39
Abbildung 5.4: Phasendiagramm Eisen-Titan.....	41
Abbildung 5.5: Phasendiagramm Eisen-Molybdän	42
Abbildung 6.1: Gefüge einer gegossenen Eisen-Titan-Legierung	43
Abbildung 6.2: Gefüge gegossener Eisen-Molybdän-Legierungen.....	44
Abbildung 6.3: Gefüge einer gegossenen Eisen-Titan-Molybdän-Legierung.....	44
Abbildung 6.4: Ergebnisse der Vorversuche im Millertest nach ASTM G75	45
Abbildung 6.5: Ergebnisse der Vorversuche im Stift-Rolle-Test	45
Abbildung 7.1: Darstellung des Millerversuchs	52

Abbildung 7.2: Edelkorund F220	52
Abbildung 7.3: Schematische Darstellung des Stift-Rolle-Versuchs.....	53
Abbildung 7.4: Gefüge und chemische Zusammensetzung des 100Cr6	54
Abbildung 8.1: Phasenanteile der Eisen-Titan-Legierungen.....	57
Abbildung 8.2: Gefüge der Eisen-Titan-Legierungen.....	58
Abbildung 8.3: REM-Aufnahmen der Eisen-Titan-Legierungen	59
Abbildung 8.4: Phasenanteile der Eisen-Molybdän-Legierungen	61
Abbildung 8.5: Gefüge der Eisen-Molybdän-Legierungen	62
Abbildung 8.6: REM-Aufnahmen der Eisen-Molybdän-Legierungen	63
Abbildung 8.7: Phasenanteile der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen	65
Abbildung 8.8: Gefüge der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen	66
Abbildung 8.9: REM-Aufnahmen der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen	67
Abbildung 9.1: Schweißbarkeit eines Bauteils	68
Abbildung 9.2: Schweißnahtoberfläche FeTi16	69
Abbildung 9.3: Rissfläche der Schweißung FeTi14 (REM)	69
Abbildung 9.4: Querschliff FeMo15-Legierung (1).....	70
Abbildung 9.5: Querschliff FeMo15-Legierung (2).....	70
Abbildung 9.6: Schweißnahtoberfläche FeMo15	71
Abbildung 10.1: Diffraktogramm einer Eisen-Titan-Legierung	72
Abbildung 10.2: Gefüge und chemische Zusammensetzung des GP27M.....	73
Abbildung 10.3: Einfluss des abrasiven Stoffes auf den Abtrag	74
Abbildung 10.4: Ansicht der Probenoberfläche.....	75
Abbildung 10.5: Verschleißabtrag in Abhängigkeit von der Korngröße	75
Abbildung 10.6: Korunde verschiedener Körnungen	76
Abbildung 10.7: Einfluss der Kornform auf die Millerzahl	76
Abbildung 10.8: Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die Verschleiß- beständigkeit (Miller)	77
Abbildung 10.9: Verschleißabtrag (Miller) der Standardwerkstoffe.....	78
Abbildung 10.10: Verschleißabtrag (Miller) in Abhängigkeit vom Titangehalt	79
Abbildung 10.11: Verschleißabtrag (Miller) in Abhängigkeit vom Molybdängehalt (1)	79
Abbildung 10.12: Verschleißabtrag (Miller) in Abhängigkeit vom Molybdängehalt (2)	80
Abbildung 10.13: Vergleichende Darstellung der Verschleißabträge (Miller).....	81
Abbildung 10.14: Einfluss der Rollenhärte auf den Gesamtabtrag	82
Abbildung 10.15: Einfluss der Rollenhärte auf den Reibwert.....	82

Abbildung 10.16: Verschleißabtrag (SRZ) in Abhängigkeit von Normalkraft und Geschwindigkeit	83
Abbildung 10.17: Darstellung des Reibwertes in Abhängigkeit der Reibgeschwindigkeit und Normalkraft	83
Abbildung 10.18: Temperatureinfluss auf den Gesamtabtrag.....	84
Abbildung 10.19: Verschleißabtrag (SRZ) der Standardlegierungen	85
Abbildung 10.20: Verschleißabtrag (SRZ) der Eisen-Titan-Legierungen	86
Abbildung 10.21: Verschleißabtrag (SRZ) der Eisen-Molybdän-Legierungen	87
Abbildung 10.22: Verschleißabtrag (SRZ) der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen .	87
Abbildung 10.23: Vergleichende Darstellung der Verschleißabträge (SRZ)	88
Abbildung 10.24: REM-Aufnahmen der Stift-Rolle-Paarung Co-Alloy 12 / 100Cr6...	89
Abbildung 10.25: REM-Aufnahmen der Stift-Rolle-Paarung FeTi14 / 100Cr6	89
Abbildung 10.26: REM-Aufnahmen der Stift-Rolle-Paarung FeMo20 / 100Cr6	90
Abbildung 10.27: REM-Aufnahmen der Stift-Rolle-Paarung Ti10Mo20 / 100Cr6	90
Abbildung 10.28: Unterschiedliche Wärmeeinträge	91
Abbildung 10.29: Gefüge der auf Wellen geschweißten Legierungen	92
Abbildung 10.30: Verschleißabträge der auf Wellen geschweißten Legierungen (SRZ)	93
Abbildung 10.31: Vergleich Co-Alloy 12 / FeTi14 (SRZ).....	93
Abbildung 10.32: REM-Aufnahmen der Stift-Rolle-Paarung 1.8550 / Co-Alloy 12....	94
Abbildung 10.33: REM-Aufnahmen der Stift-Rolle-Paarung 1.8550 / FeTi14	94
Abbildung 10.34: Zusammenfassung abrasives und adhäsives Werkstoffverhalten	95

Tabellenverzeichnis

Tabelle 3.1: Zusammensetzung anwendungsrelevanter Nitrierstähle	10
Tabelle 3.2: Zusammensetzung anwendungsrelevanter Werkzeugstähle.....	10
Tabelle 3.3: Beispiele für pulvermetallurgische Stähle	12
Tabelle 3.4: Zusammensetzung anwendungsrelevanter korrosionsbeständiger Stähle	12
Tabelle 3.5: Zusammensetzung anwendungsrelevanter Kobaltbasislegierungen	14
Tabelle 3.6: Zusammensetzung typischer Nickelbasislegierungen	16
Tabelle 3.7: Auswahl einiger Karbide und ihre Eigenschaften.....	17
Tabelle 3.8: Zusammensetzung typischer Eisenbasislegierungen	18
Tabelle 3.9: Auswahl einiger Verfahren für den Oberflächenschutz von Extruderschnecken (Teil 1).....	19
Tabelle 3.10: Auswahl einiger Verfahren für den Oberflächenschutz von Extruderschnecken (Teil 2).....	20
Tabelle 5.1: Zusammensetzung der Tribaloy-Legierungen	37
Tabelle 7.1: Schmelzpunkte der verwendeten Laves-Phasenbildner	47
Tabelle 7.2: Zusammensetzung der verwendeten Vorlegierungen.....	47
Tabelle 7.3: Schweißparameter der intermetallischen Hartlegierungen (1)	48
Tabelle 7.4: Schweißparameter der intermetallischen Hartlegierungen (2)	49
Tabelle 7.5: Verwendete Kontrastierungsmittel (Teil 1)	49
Tabelle 7.6: Verwendete Kontrastierungsmittel (Teil 2)	50
Tabelle 7.7: Prüfbedingungen Millertest nach ASTM G75.....	53
Tabelle 7.8: Prüfbedingungen Stift-Rolle-Versuche.....	55
Tabelle 8.1: Zusammensetzung der Eisen-Titan-Legierungen	56
Tabelle 8.2: Phasenanteile der Laves-Phase der Eisen-Titan-Legierungen.....	60
Tabelle 8.3: Zusammensetzung der Eisen-Molybdän-Legierungen.....	60
Tabelle 8.4: Phasenanteile der Laves-Phase der Eisen-Molybdän-Legierungen	64
Tabelle 8.5: Zusammensetzung der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen	64

Abkürzungsverzeichnis

EDX	Energiedispersive Röntgenstrahlung
FeMo	Eisen-Molybdän
FeTi	Eisen-Titan
hdp	hexagonal dichteste Packung
HIP	Heiß-Isostatisches-Pressen
HVOF	High Velocity Oxygen Fuel
kfz	kubisch-flächenzentriertes Gitter
krz	kubisch-raumzentriertes Gitter
MSG	Metallschutzgasschweißen
PM	pulvermetallurgisch
PPA	Plasma-Pulver-Auftragschweißen
PVC	Polyvinylchlorid
PVD	Physical Vapour Deposition
REM	Rasterelektronenmikroskop
SRZ	Stift-Rolle-Versuch
TiMo	Eisen-Titan-Molybdän
VEK	Valenzelektronenkonzentration
WC	Wolframkarbid
WIG	Wolfram-Inertgas-Schweißen

1 Einleitung

Einschneckenextruder erfahren während ihres Einsatzes hohe Verschleißbeanspruchungen. Dies ist vor allem den stetig steigenden Anforderungen an technische Kunststoffe geschuldet, deren Eigenschaften hauptsächlich durch den Einsatz von Zusatzstoffen verbessert werden können, ebenso wie der Forderung nach höheren Durchsätzen bei der Kunststoffverarbeitung [1–3]. Diese Beanspruchungen führen dazu, dass insbesondere die Extruderschnecke, als Hauptverschleißelement [4], aus verschleißbeständigen Materialien gefertigt werden muss. Bei kleinen Schneckendurchmessern ist der wirtschaftlichste Verschleißschutz der Einsatz von verschleißbeständigeren Stählen (z.B. Nitrierstähle), eine bessere Verschleißbeständigkeit lässt sich mit den wesentlich teureren PM-HIP-Stählen erreichen. Beide Varianten werden in Kombination mit einer Oberflächenmodifikation (bspw. Nitrieren, PVD-Beschichten) verwendet. Bei größeren Schneckendurchmessern werden die Schneckenstege gepanzert. In der Regel werden dafür die kobaltbasierten Stellitelegierungen verwendet [1, 5–7].

Das Metall Kobalt ist in den Jahren 2017 und 2018 verstärkt für den Einsatz in der Elektromobilität genannt worden, wodurch der Rohstoffpreis sehr stark gestiegen war [8]. Mittlerweile hat sich der Preisindex wieder auf dem vorherigen Niveau eingependelt, allerdings zählt Kobalt immer noch zu den teuren Edukten. Weiterhin ist die Gewinnung von Kobalt umstritten, da sie teilweise durch Kinderarbeit und unter sehr umweltschädigenden Bedingungen erfolgt [9]. Außerdem ist Kobaltabrieb in größeren Mengen gesundheitsschädlich und sollte vermieden werden [10].

Bereits seit den 1980er Jahren gibt es Bestrebungen, Kobaltersatzlegierungen zu entwickeln. Kobalt sollte aus den primären Kernkraftwerksbereichen weitestgehend entfernt werden, da es unter Neutronenstrahlung das radioaktive Isotop ^{60}Co bildet, welches eine Halbwertszeit von 5,26 Jahren besitzt. Die daraus entstandenen Legierungen, mit sehr guten Beständigkeiten gegen adhäsiven Verschleiß, besitzen sowohl eine Nickel- als auch eine Eisenbasis [10–14]. Neben der Adhäsionsbeständigkeit ist vor allem die Abrasionsbeständigkeit der Panzerungen von Extruderschnecken notwendig, da dies der hauptsächlich auftretende Verschleißmechanismus ist [1]. Es ist somit wünschenswert, Legierungen zu entwickeln, die beide Eigenschaften miteinander kombinieren.

Intermetallische Hartlegierungen wurden in den 1970er Jahren entwickelt [15, 16]. Allerdings nur auf Nickel- und Kobaltbasis. Im Jahre 2003 gab es Untersuchungen zu eisenbasierten intermetallischen Hartlegierungen, die jedoch hinsichtlich der Adhäsionsbeständigkeit keine Verbesserung gegenüber den kobaltbasierten intermetallischen Hartlegierungen gebracht haben [17].

Der Verschleißschutz der intermetallischen Hartlegierungen basiert auf der Ausbildung von Laves-Phasen. Diese sind in der Regel unerwünscht, da sie durch Anreicherung an den Korngrenzen zu frühzeitigem Werkstoffversagen führen können. Für den Verschleißschutz kann jedoch die hohe Härte vorteilhaft genutzt werden [18].

2 Aufgabenstellung und Ziel der Arbeit

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Entwicklung von intermetallischen Hartlegierungen auf Eisenbasis für den Einsatz in Einschneckenextrudern. Dabei liegt die Betrachtung ausschließlich auf der Extruderschnecke, da sie aufgrund ihrer Lage in der Schneckenmaschine das Hauptverschleißteil ist. Des Weiteren ist es gewünscht, dass die Extruderschnecke das verschleißende Teil ist, da ein regelmäßiger Austausch des Zylinders zu zeit- und kostenintensiv wäre [4].

Als Grundlage für die Entwicklung der eisenbasierten intermetallischen Hartlegierungen werden die bereits kommerziell verfügbaren Tribaloy-Legierungen genommen. Diese bilden intermetallische Laves-Phasen des Typs $MgZn_2$ aus und eignen sich sehr gut für den Hochtemperaturverschleißschutz [16, 19–22]. Eisen bildet mit Molybdän, Niob, Titan und Wolfram diese Art von Laves-Phasen aus [23]. Es bieten sich jedoch nur Molybdän und Titan für eine weitere Untersuchung an, da Wolfram einen zu hohen Schmelzpunkt besitzt und Schmelzversuche mit Niob gezeigt haben, dass dieses nicht vollständig aufschmilzt.

Die herzustellenden Legierungen enthalten neben Eisen und Titan bzw. Molybdän feste Bestandteile an Chrom, Nickel und Silizium. Zur Legierungsbildung werden lediglich Eisen und das Laves-phasenbildende Element (Titan oder Molybdän) variiert. Chrom und Nickel dienen dem Korrosionsschutz und der Festigkeitssteigerung. Silizium stabilisiert die Laves-Phase. Die Legierungen werden zunächst als Pulver in einem konventionellen Hochtemperaturofen eingeschmolzen und vergossen. Anschließend folgt die Untersuchung auf ihre Schweißeignung, indem ebenfalls Pulver mit Hilfe des Plasma-Pulver-Auftragschweißens (PPA) verarbeitet werden.

Die daraus entstandenen Schweißungen werden auf ihre Verschleißbeständigkeit in Modellversuchen auf Dreikörperabrasions- (Millertest nach ASTM G75) und auf Adhäsionsverschleiß (Stift-Rolle-Test) getestet. Im Vordergrund steht die Abrasionsbeständigkeit, da dies in Schneckenmaschinen der hauptsächlich auftretende Verschleißmechanismus ist und adhäsiver Verschleiß zumeist erst dann detektiert wird, wenn es zu einem Versagen der Anlage gekommen ist [1]. Es werden keine Prüfstandsversuche durchgeführt, zu diesen zählen bspw. der DKI-Plättchenversuch, das Ringspalt-Tribometer oder das Universal-Scheibentribometer [24, 25], da diese Versuche zu aufwendig und teuer sind. Die Schmelze degeneriert mit der Zeit und durch den Abrieb entstehen Verunreinigungen der Schmelze, so dass diese regelmäßig erneuert werden müsste.

Anhand der Modellversuche kann eine erste Betrachtung der Verschleißbeständigkeit der entwickelten Legierungen vollzogen und eingeschätzt werden, ob sich der Einsatz als Verschleißschutzlegierung im Schneckenmaschinenbereich anbietet.

3 Schneckenmaschinen

Schneckenmaschinen werden nach ihrer Arbeitsweise in kontinuierliche und diskontinuierliche Arten unterteilt, Abbildung 3.1.

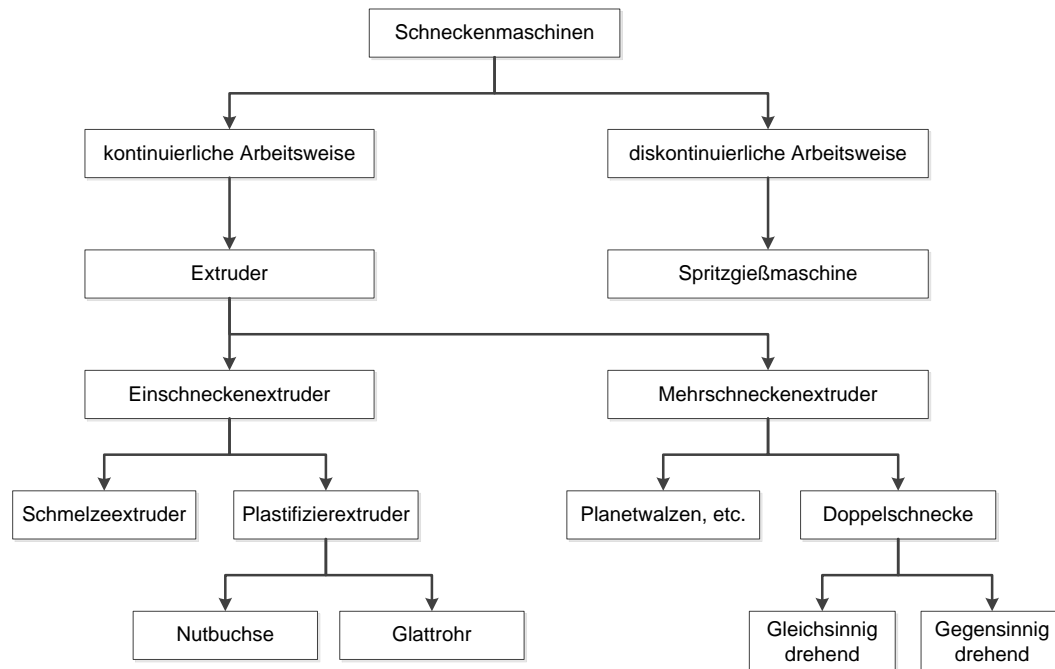


Abbildung 3.1: Einteilung der Schneckenmaschinen in Anlehnung an [4]

Zu den diskontinuierlichen Schneckenmaschinen gehören die Spritzgießmaschinen, die zyklusweise plastifizierten Kunststoff in eine Form einspritzen und unter Druck erstarren lassen [26–28]. In einem Extruder wird üblicherweise kontinuierlich Kunststoffgranulat gefördert, plastifiziert und durch ein Werkzeug z.B. zu einem Halbzeug umgeformt [29, 30]. Die Hauptbestandteile des Extruders sind ein temperierbarer Zylinder, eine sich drehende Schnecke, die das Kunststoffgranulat fördert, plastifiziert und homogenisiert sowie ein Einfülltrichter, durch den das Granulat ins Innere des Extruders gebracht wird [29, 30]. Weitere Bestandteile sind eine Antriebseinheit und die Temperierung des Systems, Abbildung 3.2.

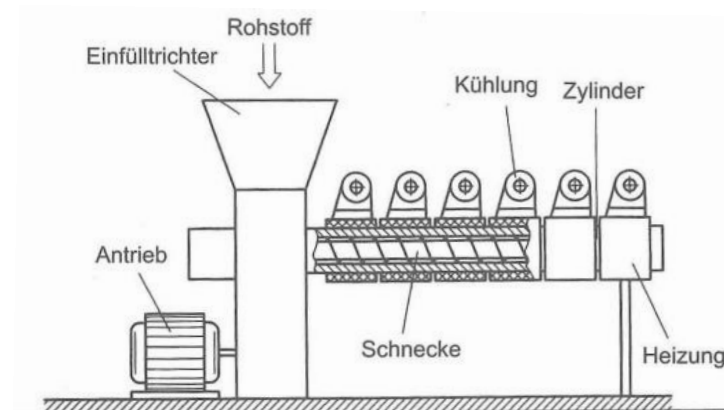


Abbildung 3.2: Prinzipdarstellung eines Extruders [30]

3.1 Bauarten der Schneckenmaschinen

Die Einteilung in die Bauart eines Extruders erfolgt nach verschiedenen Gesichtspunkten. Zum einen wird unterschieden, wie viele Extruderschnecken enthalten sind. Zum anderen wird bei Verwendung von zwei Extruderschnecken nach der Drehrichtung dieser getrennt. So können sich die Schnecken gleichläufig und gegenläufig drehen. Des Weiteren kann danach differenziert werden, in welchem Abstand sich die Achsabstände der Schnecken befinden. Das heißt, welche Distanz zwischen dem Schneckensteg der einen und dem Schneckenfundament der anderen Extruderschnecke vorliegt. Demnach können Extruderschnecken dicht kämmend bis tangierend angeordnet sein [26]. Im Folgenden werden die Bauarten Einschnecken-, Doppelschnecken- und Planetwalzenextruder vorgestellt.

3.1.1 Einschneckenextruder

Einschneckenextruder werden weiter je nach Art der Kunststoffzuführung in Schmelze- und Plastifizierextruder unterschieden. Dabei wird der Schmelzeextruder mit bereits aufgeschmolzenem Kunststoff gespeist und hat unter anderem die Aufgabe, die Schmelze zu entgasen bzw. zu homogenisieren (Verbesserung der Qualität) oder die Temperatur innerhalb der Schmelze zu senken (Kühlextruder) [4, 29].

Weitaus häufiger werden die sogenannten Plastifizierextruder verwendet. In diesem wird der Kunststoff zunächst aufgeschmolzen und anschließend homogenisiert. Es erfolgt eine weitere Unterscheidung zwischen dem konventionellen (Glattrohreextruder) und dem fördersteifen (Nutbuchsenextruder) Extruder. Die Zylinder der Nutbuchsenextruder sind im Einzugsbereich mit Nuten versehen, die verhindern sollen, dass die in den Schneckenrinnen enthaltene Kunststoffmasse mit der Schneckenbewegung mitfährt. Dadurch wird die Reibung an der Zylinderoberfläche erhöht, was zu einer verbesserten Förderleistung und bereits im Einzugsbereich zu einer Druckerhöhung führt. Aus diesem Grund muss die Zylinderwandtemperatur eines Nutbuchsenextruders im Bereich der Einzugszone gekühlt werden, so dass sie unterhalb der Glasübergangs- bzw. Schmelztemperatur des Kunststoffs liegt. Bei einem konventionellen Extruder hingegen muss in diesem Bereich die Temperatur oberhalb der Glasübergangs- bzw. Schmelztemperatur des Kunststoffs liegen, so dass rückströmendes bereits geschmolzenes Material nicht wieder erstarrt [3, 4, 26, 31, 32].

Ebenso unterscheiden sich die beiden Extrudertypen in der Art des Druckaufbaus. Der konventionelle Extruder erfährt einen durchgehenden Druckaufbau über die gesamte Extruderlänge, der Maximaldruck wird vor dem Werkzeug erreicht. Dahingegen liegt der Maximaldruck im Nutbuchsenextruder hinter der Einzugszone, wodurch der für das Durchströmen des Extruders benötigte Druck aufgebaut worden ist, Abbildung 3.3, [3, 31, 32].

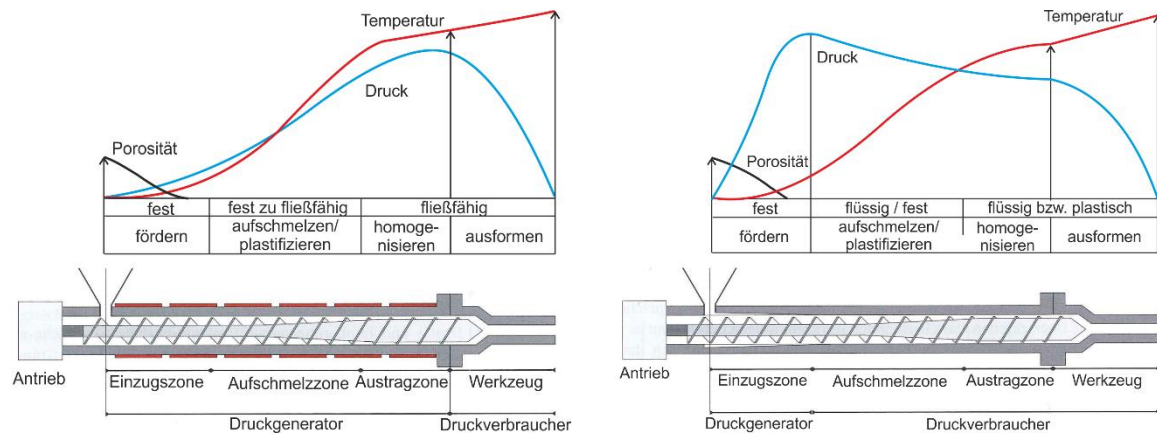


Abbildung 3.3: Druckaufbau im Einschneckenextruder: Glattrohretruder (links), Nutbushenextruder (rechts) [33]

Standardmäßig werden in konventionellen Extrudern Dreizonenschnecken eingesetzt, Abbildung 3.4, die aus einer Einzugs-, einer Kompressions- und einer Ausstoßzone bestehen. Die Schneckensteigung entspricht in der Regel dem einfachen Durchmesser der Schnecke.

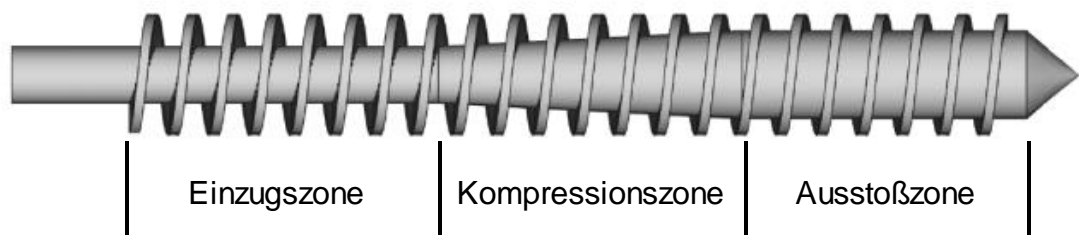


Abbildung 3.4: Schematische Darstellung einer Dreizonenschnecke nach [34]

In Abhängigkeit des zu verarbeitenden Kunststoffes werden zusätzlich Scher- bzw. Mischteile in die Extruderschnecke eingebaut. Diese sorgen dafür, dass eventuell noch vorhandene feste Kunststoffpartikel aufgeschmolzen werden und die Schmelze besser homogenisiert wird. Zu diesem Zweck werden Scherteile in der Ausstoßzone und Mischteile am Ende der Extruderschnecke integriert [3]. Eine Weiterentwicklung der Dreizonenschnecke sind die sogenannten Barrierschnecken, die durch den Einsatz von Separierzonen in der Kompressionszone bewirken, dass unaufgeschmolzene Kunststoffpartikel vom Rest der Schmelze getrennt werden. Die Reibung dieser Partikel zwischen Zylinderwand und Schnecke fördert ein schnelleres Aufschmelzen [3, 34].

3.1.2 Doppelschneckenextruder

Aus wirtschaftlichen Gründen kommen Doppelschneckenextruder nur dann zum Einsatz, wenn der Einschneckenextruder den Anforderungen der Kunststoffverarbeitung nicht genügt. In einem Doppelschneckenextruder können die Schneckenwellen gleich- oder gegensinnig drehend angeordnet werden. Bei einer gegenläufigen Anordnung der Schnecken wird weiterhin zwischen dicht kämmend und tangierend unterschieden, Abbildung 3.5, [26, 29]. In der Regel werden diese Extrudertypen teilgefüllt betrieben,

das bedeutet, dass das Kunststoffgranulat dosiert dem System zugeführt wird, um den Druckaufbau zu verringern [3, 29, 30].

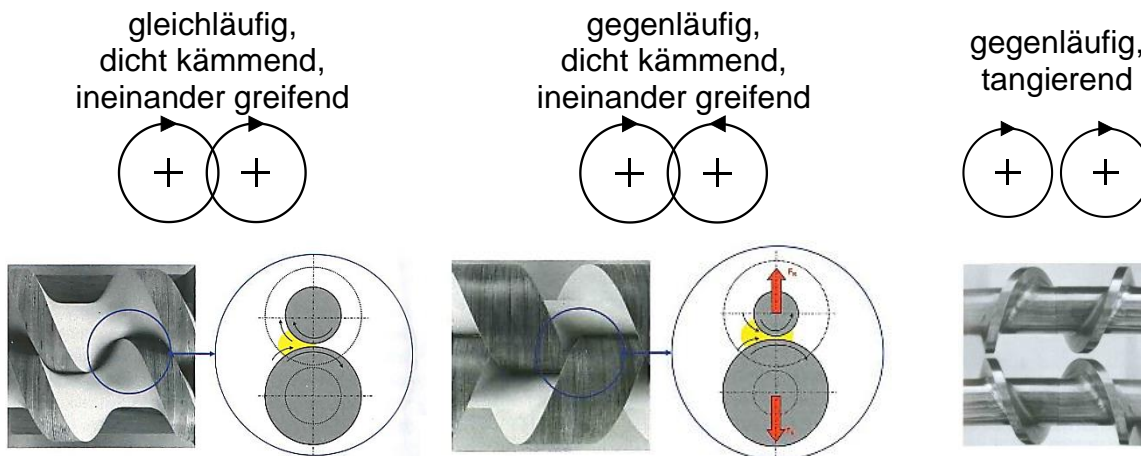


Abbildung 3.5: Bauweisen von Doppelschneckenextrudern in Anlehnung an [26, 35]

Gleichläufige Doppelschneckenextruder basieren auf einem axial offenen System, wodurch nur sehr geringe Radialkräfte auf die Extruderschnecken wirken. Aus diesem Grund können kleinere Schneckenmaschinen mit Umfangsgeschwindigkeiten von bis zu 1800 U/min betrieben werden [26]. Nach dem Prinzip der Schleppförderung wird die Kunststoffmasse von einer Schnecke zur anderen übertragen. Die Umlagerung der Schmelze führt zu einer deutlich besseren Durchmischung. Durch das Eingreifen des Schneckensteges einer der beiden Extruderschnecken in den Schneckenrund der anderen, tritt bei Vollerdmengern ein Selbstreinigungseffekt auf, der neben der guten Durchmischung auch einen schnellen Wechsel auf ein anderes Produkt ermöglicht. Extruderschnecke und -zylinder sind modular aufgebaut, so dass je nach Anwendungsgebiet eine dem Produkt entsprechende Anpassung vorgenommen werden kann. Eingesetzt wird der gleichläufige Doppelschneckenextruder dort, wo hohe Durchsätze bei einer gleichzeitig guten Durchmischung der Kunststoffschmelze erforderlich werden. Dazu gehören bspw. das Einmischen und Dispergieren von Additiven oder das Mischen verschiedener Kunststoffarten. Der gleichläufige Doppelschneckenextruder ist der meist verbreitete Compoundierextruder [3, 26, 29, 30].

Die dicht kämmenden, gegenläufigen Doppelschneckenextruder weisen ein axial geschlossenes System auf. In diesem System herrschen sehr hohe Radialkräfte, die, wenn sie zu hoch sind, die Extruderschnecken auseinander und gegen die Zylinderwand drücken können. Dadurch ergibt sich eine Beschränkung der maximalen Drehzahl. Standardmäßig werden die Extruderschnecken der gegenläufigen Doppelschneckenextruder in einem Stück gefertigt, damit zum einen die hohen Drehmomente übertragen werden können und zum anderen die Innentemperierung der Schnecke realisiert werden kann. Aufgrund der gestiegenen Anforderungen an höhere Durchsätze wird es zwar nötig, größere Vorwärmzonen zu schaffen, die allerdings nur modular umsetzbar sind. Der Materialtransport in dieser Schneckenmaschine erfolgt nach dem Prinzip der Kammerförderung. Die Kammern sind das freie Schneckenenvolumen und

werden begrenzt durch den Schneckengrund, die beiden benachbarten Schneckenstege und den Steg der zweiten Extruderschnecke. Um eine Verdichtung innerhalb der Kammern zu erreichen, wird das Volumen dieser durch eine Veränderung der Gangzahl bzw. der Gangsteigung verringert. Allerdings reichen die wirkenden Scherkräfte nicht aus, um das Kunststoffgranulat vollständig zu schmelzen, weshalb der Zylinder beheizt wird. Der Materialaustausch mit der benachbarten Kammer ist sehr gering. Aus diesem Grund müssen oftmals Mischteile verwendet werden, die das Material homogenisieren und ausreichend plastifizieren sollen. Sein Haupteinsatzgebiet hat der gegenläufige, dicht kämmende Doppelschneckenextruder dort, wo temperatursensible Werkstoffe verarbeitet werden sollen. Zu diesen zählt insbesondere die Verarbeitung von Polyvinylchlorid (PVC) oder aber auch die Verwendung von Kunststoffen, die mit Holzpartikeln gefüllt sind [26, 29, 30].

Die gegenläufig, tangierenden Doppelschneckenextruder werden nach dem Prinzip eines diskontinuierlichen Innenmischers betrieben. Bei diesem wird Material zugegeben, aufgeschmolzen und an die nächste Einheit weitertransportiert und anschließend wieder neues Material zugeführt. Dieser Doppelschneckenextruder läuft kontinuierlich, indem die Materialzufuhr über ein Förderelement erfolgt. Auch hierbei handelt es sich um ein axial offenes System. Die Extruderschnecke wird als Rotor bezeichnet. Die beiden gegenläufigen Rotoren können verschiedene Geometrien haben und sogar mit unterschiedlichen Drehzahlen betrieben werden, je nachdem, welche Anforderung an die Schneckenmaschine gestellt wird. Große Schneckenmaschinen dieses Systems werden für die Stabilisierung und Granulierung von Polyolefinen eingesetzt. Kleinere Maschinen zur Compoundierung von gefüllten Kunststoffen und Masterbatchherstellung [26].

3.1.3 Planetwalzenextruder

Der Planetwalzenextruder basiert hinsichtlich seiner Fördertechnik und seinem Verhalten in der Einzugs- und Ausstoßzone auf dem Prinzip eines Einschneckenextruders. Im Bereich der Plastifizierungszone entspricht er dem Verhalten eines Mehrwellenextruders. Im Inneren befindet sich eine Hauptspindel, die von mehreren Planetenspindeln umgeben ist, Abbildung 3.6. Die Planetenspindeln werden durch die Rotation der Hauptspindel angetrieben und die kleineren Durchmesser der Planetenspindeln sorgen dafür, dass die Hauptspindel umrundet wird. Haupt- und Planetenspindeln sind üblicherweise unter einer 45°-Verzahnung zueinander angeordnet.

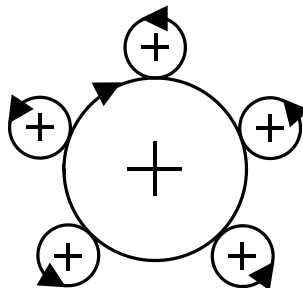


Abbildung 3.6: Schematisches Prinzip eines Planetwalzenextruders in Anlehnung an [35]

Das Kunststoffmaterial wird im Spalt zwischen Haupt- und Planetenspindel dünn ausgewalzt und „unter Einwirkung von Wärme, Druck und Scherung plastifiziert und homogenisiert“ [3]. Des Weiteren liegt eine sehr gute Temperaturführung vor. Im Planetwalzenextruder liegt der beste Selbstreinigungseffekt aller Aufbereitungsmaschinen vor, da die Schrägverzahnung dafür sorgt, dass das Material axial nach vorne befördert wird. Außerdem bildet die Kombination aus Haupt- und Planetenspindel keine Toträume aus, so dass kein Material abgelagert werden kann. Der Aufbau des Planetwalzenextruders ist modular möglich, so dass eine Anpassung an die jeweilige Verfahrensvariante erfolgen kann. Aufgrund der schonenden Plastifizierung, der guten Homogenisierung und geringen Temperaturentwicklung eignet sich dieses Verfahren, ebenso wie der dicht kämmende, gegenläufige Doppelschneckenextruder, sehr gut für die Verarbeitung von temperaturempfindlichen Materialien wie PVC. Außerdem wird es für die Granulierung und Kalandersbeschickung eingesetzt [3, 26, 29, 36, 37]. Das Schema eines Planetwalzenextruders ist in Abbildung 3.7 dargestellt. Zusätzlich wird das aufwendige Temperierungssystem ersichtlich.

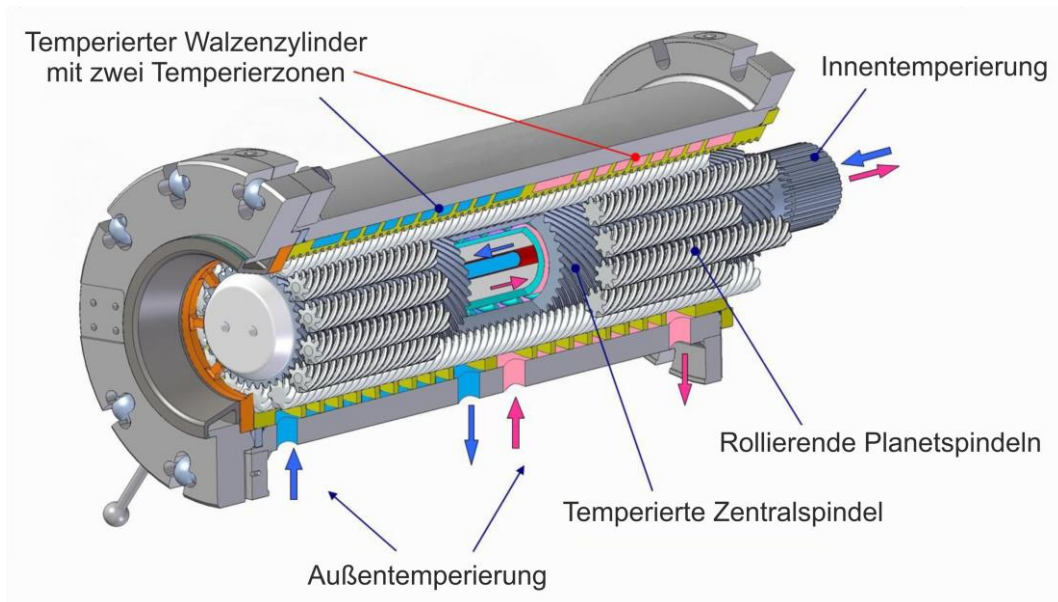


Abbildung 3.7: Schematische Darstellung eines Planetwalzenextruders [36]

3.2 Werkstoffe

Die Forderung nach höheren Durchsätzen bei der Kunststoffverarbeitung sowie nach der Weiterentwicklung und Neuentwicklung von Kunststoffen oder dem Einbringen von mehr oder neuen Additiven stellt die verwendeten Werkstoffe der Schneckenmaschinen vor große Herausforderungen. Die Bauteile Extruderschnecke und -zylinder müssen sowohl Verschleiß und Korrosion als auch höheren Umfangs- und Schergeschwindigkeiten standhalten können [3].

Die Wahl des Werkstoffs für Extruderschnecken wird in Abhängigkeit vom Schnecken-durchmesser getroffen. Bei kleineren Durchmessern ($D < 70 \text{ mm}$) wird die Schnecke vollständig aus Stahl (Nitrierstahl, durchhärthbarer Werkzeugstahl, korrosionsbeständi-

ger Stahl, pulvermetallurgischer (PM) Stahl) gefertigt. Im Anschluss folgt, in Abhängigkeit von der Anwendung, eine Oberflächenmodifikation durch Nitrieren, Borieren, Vergüten oder PVD-Beschichten (Physical Vapour Deposition) (vgl. Kap. 3.3). Aus wirtschaftlichen Gründen werden Extruderschnecken mit größeren Durchmessern zusätzlich steggepanzert (vgl. Kap. 3.4). Insbesondere Extruderschnecken mit Durchmessern ab 100 mm erhalten einen wirksamen Verschleißschutz nur mit Hilfe einer Steggepanzerung [1, 5]. Steht der Korrosionsschutz im Vordergrund, wird die komplette Schnecke aus einer Nickelbasislegierung gefertigt. Die dafür vorrangig eingesetzte Nickelbasislegierung ist ein Inconel 625 (min. 58 Gew.-% Nickel, 20–23 Gew.-% Chrom, 8–10 Gew.-% Molybdän, 3,15–4,15 Gew.-% Niob [38]), der eine besonders gute Korrosionsbeständigkeit in vielen wässrigen Lösungen aufweist. Des Weiteren besitzt dieser Werkstoff auch eine gute Hochtemperaturbeständigkeit. Bei der Verwendung dieser Legierung muss allerdings beachtet werden, dass Inconel 625 sehr anfällig für Verschleiß ist und somit nur für korrosive Anwendungen genutzt werden sollte [38].

Im Folgenden werden gängige Stähle für die Fertigung von Extruderschnecken vorgestellt. Des Weiteren werden Panzerwerkstoffe aufgeführt, die für den Verschleiß- und Korrosionsschutz einer Extruderschnecke aufgetragen werden.

3.2.1 Stahlwerkstoffe

Für die Herstellung von Extruderschnecken können insbesondere die Stähle der Kategorien Nitrierstahl, gehärteter Werkzeugstahl, PM-HIP-Stahl sowie korrosionsbeständiger Stahl eingesetzt werden. Anhand des zu verarbeitenden Kunststoffs muss abgeschätzt werden, welches Kosten-Nutzen-Risiko bei der Wahl eines dieser Stähle eingegangen wird. Bei ungefüllten bzw. gering gefüllten Kunststoffen reicht in der Regel ein Nitrierstahl als Extruderschneckenwerkstoff aus. Soll neben der Verschleißbeständigkeit auch eine ausreichende Korrosionsbeständigkeit vorliegen, muss ein höherlegierter Stahl ausgewählt werden.

Im Folgenden werden die am häufigsten eingesetzten Stähle für die Kunststoffverarbeitung aufgeführt und erläutert.

3.2.1.1 Nitrierstähle

Die Nitrierstähle zählen zu der Gruppe der Vergütungsstähle und sind aufgrund ihrer Legierungselemente Aluminium, Chrom, Molybdän und/oder Vanadium, die als Nitridbildner wirken, besonders gut für das Nitrieren geeignet. Eine Einteilung der Nitrierstähle kann in Cr- und Cr-/Al-haltige Werkstoffe vorgenommen werden. Dabei haben die Al-haltigen Werkstoffe nach dem Nitrieren eine höhere Oberflächenhärte, allerdings ist die Nitrierhärte tiefer, da durch das Aluminium eine stärkere Versprödung des Materials auftritt. Nitrierstähle weisen keine Korrosionsbeständigkeit auf und erst nach dem Nitriervorgang eine gewisse Verschleißbeständigkeit. Bei diesen Stählen kann aufgrund der Bildung von Nitriden eine hohe Randschichthärte mit gleichzeitig geringem Verzug erstellt werden, so dass auch verzugsgefährdete Bauteile, wie Extruderschnecken und -zylinder, aus diesen Werkstoffen gefertigt werden können. Ein weiteres Einsatzkriterium für die Kunststoffverarbeitung sind die äußerst

guten Reibeigenschaften der Nitrierstähle, sowie die im Vergleich zu anderen Materialien preiswerte Herstellung in wenigen Arbeitsschritten. Besonders dort, wo nur un- bzw. niedriggefüllte Kunststoffe eingesetzt werden, lohnt der Einsatz der Nitrierstähle. Wird ein höherer Anspruch an Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit gefordert, müssen andere Werkstoffe verwendet werden [1, 3, 39, 40].

Die in der Kunststoffverarbeitung hauptsächlich eingesetzten Nitrierstähle können Tabelle 3.1 entnommen werden. Allen aufgeführten Werkstoffen ist gemein, dass der Mangangehalt bei 0,4–0,7 %, der Phosphorgehalt unterhalb 0,025 % und der Schwefelgehalt unterhalb von 0,035 % liegt.

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung anwendungsrelevanter Nitrierstähle in Gew.-% [40, 41]

Werkstoffnummer	Kurzbezeichnung	C	Al	Cr	Mo	Ni	V
1.8509	41CrAlMo7-10	0,38–0,45	0,8–1,2	1,5–1,8	0,20–0,35	-	-
1.8515	31CrMo12	0,28–0,35	-	2,8–3,3	0,3–0,5	-	-
1.8519	31CrMoV9	0,27–0,34	-	2,3–2,7	0,15–0,25	-	0,1–0,2
1.8523	40CrMoV13-19	0,36–0,43	-	3,0–3,5	0,8–1,1	-	0,15–0,25
1.8550	34CrAlNi7	0,30–0,37	0,8–1,2	1,5–1,8	0,15–0,25	0,85–1,15	-

3.2.1.2 Werkzeugstähle

Reicht die Verschleißbeständigkeit der Nitrierstähle nicht aus, werden durchhärtbare Werkzeugstähle verwendet. Diese bieten den Vorteil, dass sie trotz der hohen Anteile an Chrom und Kohlenstoff im weichgeglühten Zustand spanend bearbeitbar sind. Eine nachträglich durchgeführte Wärmebehandlung erzeugt die Einsatzhärte. Es haben sich zwei Stähle etabliert, Tabelle 3.2. Zum einen wird der Warmarbeitsstahl X40CrMoV5-1 (1.2344) im durchgehärteten und ionitrierten Zustand eingesetzt, vorwiegend dann, wenn die Verschleißbeständigkeit weniger relevant als eine hohe Festigkeit und Zähigkeit ist. Dabei ist insbesondere die hohe Anlassbeständigkeit effizient, da dadurch das Nitrieren ermöglicht wird [1, 3, 39].

Tabelle 3.2: Chemische Zusammensetzung anwendungsrelevanter Werkzeugstähle in Gew.-% [41]

Werkstoffnummer	Kurzbezeichnung	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
1.2344	X40CrMoV5-1	0,35–0,42	0,8–1,2	0,25–0,5	4,8–5,5	1,2–1,5	0,85–1,15
1.2379	X153CrMoV12	1,45–1,60	0,1–0,6	0,2–0,6	11,0–13,0	0,7–1,0	0,7–1,0

Der andere eingesetzte Werkzeugstahl ist der X153CrMoV12 (1.2379), der zu den hochlegierten, ledeburitischen Kaltarbeitswerkzeugstählen, der Gruppe 3, zählt. Bei der Erstarrung bilden sich zunächst primäre eutektische Chromkarbide des Typs M_7C_3 aus, die eine hohe Härte aufweisen. Anschließend bilden sich „kleine, nicht aufgelöste Sekundärkarbide“ [39]. Des Weiteren ist gelöstes Chrom enthalten, welches die Härtebarkeit deutlich verbessert. Bei diesem Stahl ist es möglich, durch Anlassen bei 500–550 °C eine Sekundärhärtung zu erreichen, wenn ausreichend Wolfram, Molybdän oder Vanadium enthalten ist. Durch diesen Schritt kann die Martensithärte zwar verringert werden, es werden jedoch sehr feine Karbide ausgeschieden. Mit Hilfe dieser feinen Karbide können Einsatzhärten oberhalb der Abschrecktemperatur erhalten werden. Weitere Vorteile des Sekundärhärtens sind eine daraus resultierende Warmhärte, die auch eine nachfolgende Behandlung der Oberfläche ermöglicht, ohne dass ein Härteverlust auftritt. Außerdem kann dadurch das Maß des fertigen Bauteils vergleichsweise genau eingestellt werden, da die Umwandlung des Restaustenits zum „Wachsen“ der Werkzeuge führt [1, 3, 39].

3.2.1.3 PM-HIP-Stähle

Die bisher vorgestellten Werkzeugstähle werden schmelzmetallurgisch hergestellt. Es ist jedoch auch möglich, diese Stähle pulvermetallurgisch zu erzeugen. Dadurch können zum einen höhere Gehalte an Legierungselementen verwendet werden, zum anderen kann ein homogenes Gefüge mit feinkörniger Karbidverteilung erstellt werden, wobei der Durchmesser sowie der Abstand zwischen Karbiden und Boriden kleiner als 5 µm ist [1].

Für die Herstellung werden die entsprechenden Schmelzen gasverdüst, wodurch ein sehr feines Pulver entsteht. Das Pulver wird in Kapseln gefüllt, welche zugeschweißt und anschließend evakuiert werden. Mit Hilfe des Heiß-Isostatischen-Pressens (HIP) wird das Material unter hohem Druck (100–200 MPa) und hohen Temperaturen (bis 1300 °C) verdichtet. Dieser Prozess läuft allgemein unterhalb der Schmelztemperatur ab. Es entsteht „ein homogener, poren- und rissfreier Diffusionsverbund“ [1]. Mit Hilfe dieses Verfahrens lassen sich auch Verbundwerkstoffe erzeugen, bei denen auf ein Stahlsubstrat ein Hartstoffpulver, welches gleichzeitig verdichtet wird, aufgebracht wird.

In Tabelle 3.3 ist eine Auswahl pulvermetallurgisch hergestellter Stähle angegeben, die für die Kunststoffverarbeitung verwendet werden. Sie weisen eine hohe Verschleiß- sowie teilweise ausreichende Korrosionsbeständigkeit auf.

Tabelle 3.3: Beispiele für pulvermetallurgische Stähle in der Kunststoffverarbeitung mit Angabe der chemischen Zusammensetzung in Gew.-% [1, 42]

Werkstoffbezeichnung	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Co
Crucible CPM 10V	2,45	0,9	0,5	5,25	1,3	9,75	-	-
1.2380 (X230CrVMoW20-4-1)	2,2	0,25	0,3	13,0	0,95	3,85	-	-
MV11K (X260CrVMo-26-4-1)	2,6	0,5	0,5	26,0	1,1	3,7	-	-
Böhler M390	1,9	0,7	0,3	20	1,0	4,0	0,6	-
Böhler K390	2,5	0,55	-	4,0	4,0	9,0	1,0	2,0

3.2.1.4 Korrosionsbeständige Stähle

Die für die Kunststoffverarbeitung eingesetzten korrosionsbeständigen Stähle zählen zu der Gruppe der korrosionsbeständigen martensitischen Stähle. Der Einsatz dieser Stähle wird dann erforderlich, wenn Additive verarbeitet werden, die neben einer abrasiven Wirkung auch eine korrosive aufweisen, wie bspw. bei der Verarbeitung von PVC. Die Stähle werden im vergüteten und plasmanitrierten Zustand eingesetzt. Durch diesen Vorgang wird die Korrosionsbeständigkeit vermindert, allerdings ist sie höher als bei den Nitrierstählen [1, 39]. In Tabelle 3.4 sind zwei korrosionsbeständige Stähle angegeben, die in Schneckenmaschinen verwendet werden.

Tabelle 3.4: Chemische Zusammensetzung anwendungsrelevanter korrosionsbeständiger Stähle in Gew.-% [41]

Werkstoffnummer	Kurzbezeichnung	C	Mn	Cr	Mo	Ni	V
1.4112	X90CrMoV18	0,85–0,95	≤ 1,0	17,0–19,0	0,9–1,3	-	0,07–0,12
1.4122	X39CrMo17-1	0,33–0,45	≤ 1,5	15,5–17,5	0,8–1,3	≤ 1,0	-

Beim Vergüten der korrosionsbeständigen martensitischen Stähle muss darauf geachtet werden, dass die Anlasstemperaturen oberhalb von 600 °C liegen sollten. Bei Temperaturen zwischen 400 °C und 600 °C kommt es beim Anlassen zu Ausscheidungen von Chromkarbiden auf den Korngrenzen. In den korngrenzennahen Bereichen tritt eine Chromverarmung ein, wodurch die Korrosionsbeständigkeit dort sinkt. Werden Anlasstemperaturen oberhalb von 600 °C verwendet, kann sich das Chrom gleichmäßig im Korn verteilen. Diese Werkstoffeigenschaften müssen beachtet werden, wenn höhere Festigkeiten verlangt werden. Für eine durchgehende Korrosionsbeständigkeit muss ein Chromgehalt von 16–17 % vorliegen, da die standardmäßig enthaltenen 13 % Chrom die Korrosionsbeständigkeit unter den gegebenen Umständen nicht gewährleisten können [1, 39]. In Abbildung 3.8 ist das Gefüge eines X90CrMoV18 dargestellt, es zeigt die in einer Martensitmatrix eingelagerten Chromkarbide.



Abbildung 3.8: Gefüge des X90CrMoV18 (1.4112) (Kontrastierung: V2A-Beize)

3.2.2 Hartlegierungen

Als Hartlegierung werden die Werkstoffsysteme bezeichnet, die aus einer weichen Matrix bestehen, in welche harte Phasen eingelagert sind, die sich in situ aus der Schmelze bilden und die zum Verschleißschutz eingesetzt werden können. In der Regel beträgt der Hartstoffanteil (Karbide, Boride und Nitride) bis zu 50 Vol-%. Als Matrixwerkstoff werden bevorzugt Kobalt, Nickel und Eisen verwendet [43]. Je nach Zusammensetzung kann zwischen untereutektischen und übereutektischen Legierungen unterschieden werden. Bei untereutektischen Legierungen scheidet sich zunächst die Matrix aus der Schmelze aus und die Hartphasen sind in dem anschließend erstarrenden Eutektikum zu finden, Abbildung 3.9, links. In übereutektischen Legierungen werden zuerst die primären Hartphasen gebildet und im Anschluss das Eutektikum, welches die Matrix und eutektische Karbide enthält, Abbildung 3.9, rechts [43].

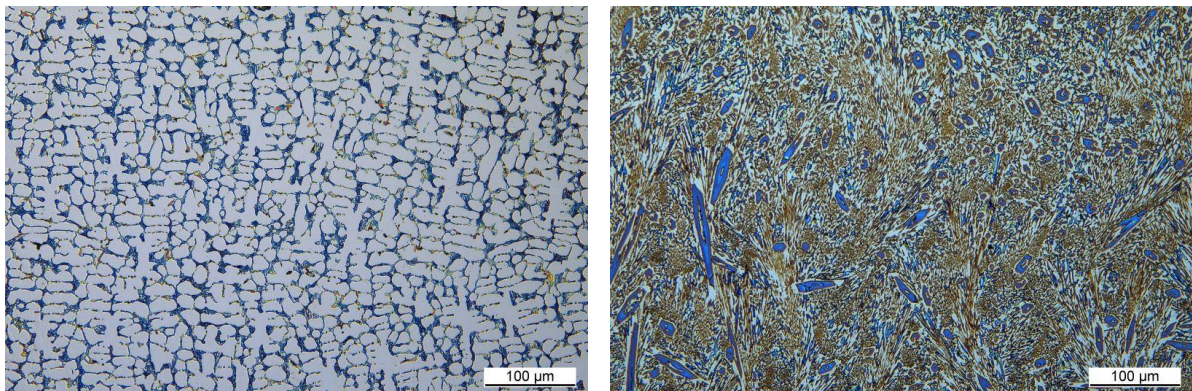


Abbildung 3.9: Gefügedarstellung einer untereutektischen (links) und übereutektischen (rechts) FeCrC-Legierung (Kontrastierung: Murakami)

Des Weiteren gibt es noch die sogenannten „Pseudolegierungen“, wo sich die Hartstoffe nicht direkt aus der Schmelze bilden können und als artfremde Hartstoffe der Legierung zugeführt werden [44].

Im Folgenden werden die Legierungssysteme auf Kobalt-, Nickel- und Eisenbasis, die für das schweißtechnische Beschichten von Extruderschnecken eingesetzt werden, vorgestellt. Umfassendere Angaben zu den Legierungssystemen für weitere Anwendungsbereiche können bspw. [38, 43, 45–47] entnommen werden.

3.2.2.1 Kobaltbasislegierungen

Kobalt gehört zu den polymorphen Werkstoffen. Dies bedeutet, dass bei verschiedenen Temperaturen unterschiedliche Gitterstrukturen vorliegen [48]. Bei Temperaturen unterhalb von 417 °C liegt Kobalt als hexagonal dichteste Packung (hdp) als ϵ -Kobalt vor. Zwischen 417 °C und dem Schmelzpunkt von 1493 °C weist es ein kubisch-flächenzentriertes Gitter (kfz), das sogenannte α -Kobalt, auf [38, 43, 49, 50]. Durch die Elemente Chrom, Molybdän und Wolfram wird die hexagonale und durch Eisen, Nickel und Mangan die kubisch-flächenzentrierte Gitterstruktur stabilisiert [43].

Die Entwicklung der Kobalthartlegierungen geht auf Elwood Haynes zurück, der um 1900 verschiedene Legierungen der Elemente Kobalt, Chrom, Wolfram, Molybdän, Kohlenstoff und Silizium herstellte und auf ihre Eigenschaften hin untersuchte. Dabei stellte er fest, dass diese Legierungen sehr hohe Härten aufwiesen und bspw. als Schneidwerkzeuge (z.B. Messer) verwendet werden konnten [51, 52]. Diese Legierungen wurden patentiert und anschließend unter dem Markennamen Stellite bzw. Stellite durch die Firma Deloro Stellite vertrieben [43, 53, 54]. Die heutzutage erhältlichen verschleißbeständigen Kobaltbasislegierungen weichen in ihrer Zusammensetzung nur gering von den von Elwood Haynes entwickelten Legierungen ab. Der größte Unterschied besteht in der Kontrolle der Kohlenstoff- und Siliziumgehalte, die zur Zeit der Entwicklung noch Verunreinigungen waren [38].

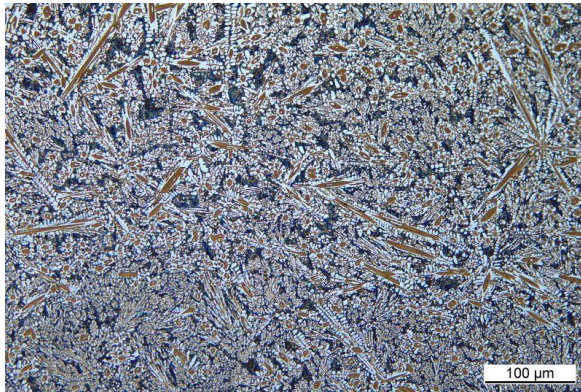
Die für den Verschleißschutz von Extruderschnecken hauptsächlich genutzten Stellitelegierungen basieren auf dem System Co-Cr-W-C (Kobalt-Chrom-Wolfram-Kohlenstoff) [7, 55]. Für dieses Anwendungsgebiet haben sich drei Legierungstypen etabliert, deren chemische Zusammensetzungen in Tabelle 3.5 angegeben sind. Wobei die Legierung Co-Alloy 12 überwiegend verwendet wird [55, 56].

Tabelle 3.5: Chemische Zusammensetzung anwendungsrelevanter Kobaltbasislegierungen zum Beschichten [38, 57–59]

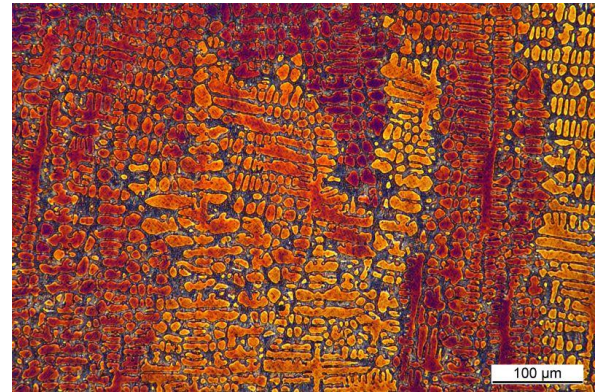
	Co	Cr	W	C	Mo	Ni	Si	Härte in HRC
Co-Alloy 1	bal.	29–31	11–13	2,40–2,50	$\leq 1,0$	$\leq 2,0$	$\leq 2,0$	51–60
Co-Alloy 6	bal.	27–29	4,5–4,6	1,10–1,20	$\leq 1,5$	$\leq 2,0$	$\leq 2,0$	40–46
Co-Alloy 12	bal.	29–30	8–8,5	1,40–1,45	$\leq 1,0$	$\leq 3,0$	$\leq 2,0$	43–53

Sie unterscheiden sich vor allem in ihrem Wolfram- und Kohlenstoffgehalt. Das zulegierte Chrom hat eine Doppelfunktion in der Legierung. Zum einen wirkt es als Mischkristallverfestiger der Matrix und erhöht die Korrosions- und Oxidationsbeständigkeit und zum anderen ist Chrom der Hauptkarbidbildner und bildet größtenteils Karbide der Form M_7C_3 , sie können jedoch auch in der Form $M_{23}C_6$ vorliegen. Wolfram und Molybdän werden ebenfalls zur Festigkeitssteigerung der Matrix eingesetzt und erhöhen die Korrosionsbeständigkeit der Legierung. Ist Wolfram in ausreichender Menge vorhanden, so bildet es Karbide des Typs M_6C . Der Gehalt an Kohlenstoff ist entscheidend für den Gehalt an Karbiden [38, 43, 49, 60–62]. Nach [38] wird davon ausgegangen, dass 1 Gew.-% Kohlenstoff etwa 13 Gew.-% Karbiden entspricht.

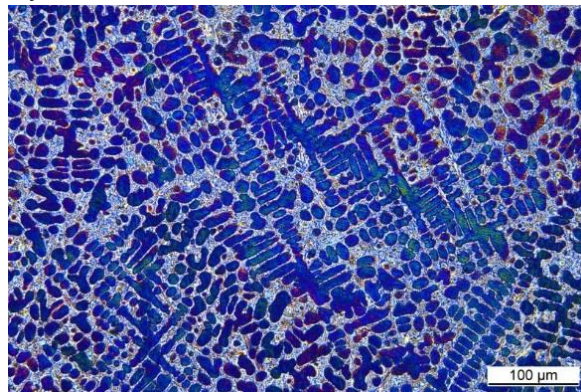
In Abbildung 3.10 sind die Gefüge der in Schneckenmaschinen eingesetzten Kobaltbasislegierungen aufgeführt. Am häufigsten werden Co-Alloy 6 und Co-Alloy 12 verwendet. Beide Legierungen weisen ein untereutektisches Gefüge auf, bei dem zunächst die Kobaltmatrix dendritisch erstarrt. Die enthaltenen Chrom- und Wolframkarbide erstarren eutektisch in den Zwischenräumen der Dendriten. Aufgrund des höheren Chrom- und Wolframgehalts besitzt die Legierung Co-Alloy 12 einen höheren Anteil an Eutektikum. Die Legierung Co-Alloy 1 ist im naheeutektischen Bereich angesiedelt (vgl. hierzu [63]). Je nach Abkühlbedingungen können sich hierbei bereits erste primäre Karbide ausbilden.



Co-Alloy 1



Co-Alloy 6



Co-Alloy 12

Abbildung 3.10: Gefügedarstellung ausgewählter Co-Cr-W-C-Legierungen (Kontrastierung: Beraha III, Murakami)

Kobaltbasislegierungen weisen eine gute Beständigkeit gegen Verschleiß und Korrosion auf, ebenso wie eine gute Zunderbeständigkeit. Von den drei Basiselementen Eisen, Nickel und Kobalt besitzt Kobalt die höchste Warmfestigkeit, weshalb es auch noch oberhalb von 600–700 °C verwendbar ist. Die hohe Warmfestigkeit kann auf die sehr geringe Stapelfehlerenergie von Kobalt zurückgeführt werden, wodurch ein hoher Verfestigungsgrad erreichbar ist und der Beginn von Erholung und Rekristallisation zu höheren Temperaturen verschoben wird. Des Weiteren besitzen Kobaltbasislegierungen einen geringen Reibkoeffizienten, wodurch sich die sehr gute Beständigkeit gegen adhäsiven Verschleiß bei trockener Reibung erklären lässt [43, 45, 49, 64, 65].

3.2.2.2 Nickelbasislegierungen

Nickel hat über den gesamten Temperaturbereich bis zum Schmelzpunkt von 1453 °C ein kubisch-flächenzentriertes Gitter (kfz). Dieser Gittertyp und die ebenfalls geringe Stapelfehlerenergie sorgen für eine erhöhte Rekristallisationstemperatur, wodurch die Nickelbasislegierungen auch eine hohe Warmfestigkeit bis 600 °C aufweisen. Im Vergleich zu den Kobaltbasislegierungen ist die Warmfestigkeit geringer. Die Hartphasen der Nickelhartlegierungen sind hauptsächlich boridisch, daneben gibt es auch Nickelbasislegierungen mit karbidischen Hartphasen (vgl. hierzu [47]). Das Metall Nickel für sich allein gehört zu den weichen Metallen. Aus diesem Grund wird zur Festigkeitssteigerung der Matrix oftmals Chrom als Mischkristallverfestiger hinzugefügt. Die Kombination dieser beiden Elemente sorgt für die sehr gute Korrosionsbeständigkeit, die Nickel auszeichnet. In vielen Substanzen bildet sich eine passivierende Schutzschicht. Aufgrund der ausgebildeten Boride und der sich bei einem hohem Siliziumgehalt ausbildenden Silizide besitzen Nickelhartlegierungen eine gute Abrasionsbeständigkeit sowie sehr gute Widerstände gegen reibende und gleitende Beanspruchung [10, 38, 43, 45].

Die für die Beschichtung von Extruderschnecken am häufigsten eingesetzte Nickelbasislegierung ist Colmonoy 56 PTA [5, 66]. Spielt der Korrosionsschutz eine besondere Rolle, wird der Colmonoy 6 PTA verwendet. Allerdings ist bei diesem Panzerwerkstoff zu beachten, dass eine sehr schlechte Verschleißbeständigkeit vorliegt. Weiterhin gibt es verschiedene Hersteller, die sogenannte „Stellitersatzlegierungen“ für die Stegpanzerung von Extruderschnecken anbieten [67]. Diese Stellitersatzlegierungen basieren ebenfalls auf dem System Ni-Cr-B-Si (Nickel-Chrom-Bor-Silizium) mit teilweisen Beimischungen von Wolfram oder Molybdän. Es ist weiterhin möglich, die Stege mit einer Pseudolegierung zu panzern. Dafür wird eine NiCrBSi-Matrix verwendet, in die Wolframkarbid (WC) mit einem Anteil von bis zu 70 Gew.-% eingelagert wird [68]. Die chemischen Zusammensetzungen dieser Legierungen sind in Tabelle 3.6 angegeben.

Tabelle 3.6: Chemische Zusammensetzung typischer Nickelbasislegierungen zum Beschichten [38, 57]

	Ni	B	Si	Cr	C	W	Mo	Fe	Härte
Colmonoy 6 PTA	bal.	3,0	4,25	14,3	0,7	-	-	4,0	56,61 HRC
Colmonoy 56 PTA	bal.	1,9	5,3	18	0,9	-	-	5,4	28–55 HRC
SE 1/58	bal.	3,2	4,7	20	0,75	-	-	<5,0	55–60 HRC
SE 6/40	bal.	1,6	4,5	22	0,35	2,0	-	<5,0	41–43 HRC
SE 12/50	bal.	2,8	4,9	20	0,6	-	2,5	-	50–54 HRC
NiCrBSi + WC	bal.	keine Angaben							58–66 HRC

In Abbildung 3.11 sind beispielhaft die Gefüge der Legierungen Colmonoy 56 PTA sowie SE6/40 dargestellt. Das Gefüge des Colmonoy 56 PTA weist feinfiedrige boridische Hartphasen sowie Chromkarbide auf. Die Hartphasen des SE6/40 sind ausschließlich boridischer Natur, welche ebenfalls sehr feinfiedrig ausgebildet sind. Die Nickelmatrix erstarrt bei beiden Legierungen dendritisch.

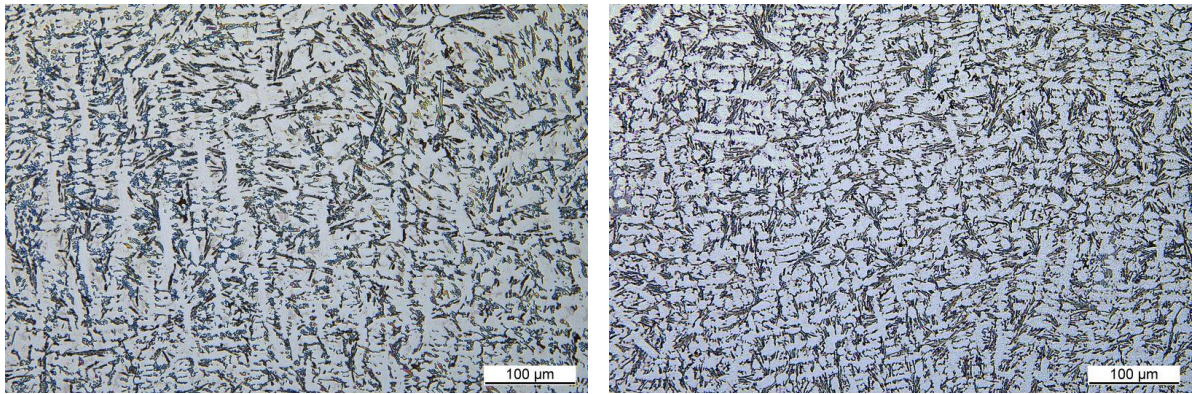


Abbildung 3.11: Gefüge typischer Nickelbasislegierungen: links: Colmonoy 56 PTA, rechts: SE6/40 (Kontrastierung: Murakami)

3.2.2.3 Eisenbasislegierungen

Eisen zählt ebenso wie Kobalt zu den polymorphen Werkstoffen. Unterhalb von 911 °C liegt Eisen im kubisch-raumzentrierten Gitter (krz) vor und wird als α -Eisen (α -Ferrit) bezeichnet. Im Temperaturintervall von 911 °C bis 1392 °C liegt ein kubisch-flächenzentriertes Gitter vor, welches als γ -Eisen (Austenit) bezeichnet wird. Oberhalb von 1392 °C bis zum Schmelzpunkt von 1536 °C liegt wieder ein kubisch-raumzentriertes Gitter vor, das sogenannte δ -Eisen (δ -Ferrit). Reines Eisen ist sehr weich und nicht korrosionsbeständig. Die Festigkeit der Matrix wird durch Mischkristallverfestigung und Ausscheidungshärtung erreicht und/oder durch eine martensitische Umwandlung. Die Mischkristallverfestigung erfolgt insbesondere durch die Elemente Chrom, Molybdän, Mangan, Nickel und Vanadium [10, 43, 48].

Eisenbasishartlegierungen zum Beschichten werden größtenteils dort eingesetzt, wo starker abrasiver oder erosiver Verschleißangriff durch mineralische Stoffe auftritt. Als Hartphasenbildner dienen die Elemente Chrom, Vanadium, Titan, Niob, Molybdän sowie Wolfram. Die am häufigsten genutzten Karbide dieser Elemente sind mit ihren Eigenschaften in Tabelle 3.7 angegeben.

Tabelle 3.7: Auswahl einiger Karbide und ihre Eigenschaften [1, 69]

Hartphase	C-Gehalt in Gew.-%	Struktur	Härte in HV0,05	Schmelzpunkt in °C
TiC	20,05	kfz	3200	3160
VC	19,08	kfz	2950	2830
NbC	11,45	kfz	2400	3490
Cr ₇ C ₃	9,00	hexagonal	2200	1780
WC	6,13	hexagonal	2080	2600
Mo ₂ C	5,89	hexagonal	1950	2400
Cr ₂₃ C ₆	5,33	kubisch	1650	1520

Für die Stegpanzerung von Extruderschnecken werden hauptsächlich Legierungen der Systeme FeCrC (Eisen-Chrom-Kohlenstoff) sowie FeCrVC (Eisen-Chrom-Vanadium-Kohlenstoff) verwendet. Diese Legierungen weisen teilweise sehr hohe Chrom-

gehalte auf, siehe [Tabelle 3.8](#), die den Eisenbasislegierungen einen gewissen Korrosionsschutz gewährleisten. Beachtet werden muss dabei, dass Chrom, insbesondere bei den FeCrC-Legierungen, der Hauptkarbidbildner ist und somit nur ein Teil des Chroms in der Matrix vorhanden ist. Chromgehalte von mehr als 13 Gew.-% in der Matrix sorgen dafür, dass Eisen passivierbar wird. Allerdings ist diese „Korrosionsbeständigkeit“ nicht mit der von Kobalt oder Nickel vergleichbar. Des Weiteren sollten Eisenbasislegierungen nur mit Dauertemperaturen bis maximal 400 °C beaufschlagt werden, da oberhalb die Warmfestigkeit stark einsinkt [1, 3, 5, 7, 43, 45]. In [Tabelle 3.8](#) sind die chemischen Zusammensetzungen der Eisensysteme angegeben, die für Extruderschnecken verwendet werden.

Tabelle 3.8: Chemische Zusammensetzung typischer Eisenbasislegierungen zum Beschichten [3, 57–59]

	Fe	Cr	C	Mo	V	Si	Härte
FeCrC	bal.	16–33	1,9–5,4	0,5–1,2	-	1,0–1,8	41–62 HRC
FeCrVC	bal.	6–27	5,2–5,4	-	6–10	1,0	62–67 HRC

Ausgewählte FeCrC-Legierungen werden ebenfalls nach Herstellerangaben zu den Stellitelegierungen gezählt, da sie auch bei starkem Korrosionsangriff eingesetzt werden können [57].

In [Abbildung 3.9](#) sowie [Abbildung 3.12](#) sind Gefüge der ausgewählten Legierungen dargestellt. Die primäre Ausbildung der Chromkarbide ([Abbildung 3.9](#), rechts) wird hauptsächlich für den Verschleißschutz bei starker Abrasion durch mineralische Stoffe verwendet. Das untereutektische Gefüge der FeCrC-Legierungen ([Abbildung 3.9](#), links) weist eine gute Verschleißbeständigkeit bei gleitender und reibender Beanspruchung auf. In [Abbildung 3.12](#) ist das Gefüge einer FeCrVC-Legierung mit einem geringen Chromgehalt dargestellt. Die darin enthaltenen Vanadiumkarbide sind sehr fein ausgebildet und eignen sich dadurch ebenfalls sehr gut für die Beständigkeit gegen reibenden und gleitenden Verschleißangriff.



Abbildung 3.12: Gefüge FeCrVC-Legierung (Kontrastierung: Murakami)

3.3 Oberflächenschutz von Extruderschnecken

Der Schutz einer Oberfläche kann entweder durch eine Oberflächenbehandlung, bei der die Randschicht beeinflusst wird, oder eine Oberflächenbeschichtung, bei der eine zusätzliche Schicht erzeugt wird, erfolgen. Durch die Modifikation der Oberfläche lassen sich die Eigenschaften dieser gezielt einstellen. Dadurch können Anforderungen wie Korrosion- und Verschleißschutz, funktionale („thermische oder elektrische Leitfähigkeit, elektromagnetische und optische, physiologische und haptische Eigenschaften“ [70]) sowie dekorative Eigenschaften erfüllt werden.

Die Oberflächen von Extruderschnecken werden hauptsächlich zum Schutz vor Verschleiß und Korrosion modifiziert. Gängige Verfahren sind das Einbringen von Stickstoff (Nitrieren) oder Bor (Borieren), galvanische Abscheidungsverfahren (z.B. Verchromen) sowie schweißtechnische Beschichtungsverfahren und die Gasphasenabscheidung [1]. Tabelle 3.9 und Tabelle 3.10 geben einen groben Überblick über die im Folgenden vorgestellten Verfahren. Die erreichbaren Schichtdicken stellen die maximal einstellbaren dar, die technische Anwendung finden. Die dargestellten Kosten basieren auf Schätzungen von [71] und beziehen sich auf die Mehrkosten im Vergleich zum Nitrieren.

Tabelle 3.9: Auswahl einiger Verfahren für den Oberflächenschutz von Extruderschnecken (Teil 1) [1, 39, 70–72]

Verfahren	Prinzip	Temperaturen	Härte	Schichtdicke	Kosten
Nitrieren	Einbringung von Stickstoff in die Randschicht, Bildung von Nitriden	400–590 °C geringer Verzug	750–1100 HV5	0,8 mm	100 %
Borieren	Einbringung von Bor in die Randschicht, Bildung von Boriden	800–1100 °C Verzugsgefahr	1600–2800 HV	80 µm	120 %
Hartverchromen	Abscheiden einer Chromschicht auf der Oberfläche	50–60 °C kein Verzug	800–1100 HV0,01	300 µm	keine Angabe

Tabelle 3.10: Auswahl einiger Verfahren für den Oberflächenschutz von Extruderschnecken (Teil 2) [1, 39, 70, 71, 73–75]

Verfahren	Prinzip	Temperaturen	Härte	Schichtdicke	Kosten
chem. Vernickeln	Abscheiden einer Nickel-Phosphat-Schicht auf der Oberfläche	85–95 °C kein Verzug	500–550 HV0,03, nach Wärmebehandlung 900–1000 HV0,03	50 µm	keine Angabe
Plasma-Pulver-Auftragsschweißen (PPA)	schweißtechnische Beschichtung, Aufbringen eines weiteren Werkstoffs	Vorwärmung 250–400 °C, 1000–1300 °C Verzugsgefahr	44–65 HRC	einlagig 5 mm	140–180 %
Physical Vapour Deposition (PVD)	Abscheidung eines Werkstoffs aus der Gasphase	200–650 °C verzugsarm	2000–6000 HK0,05	4 µm	220–240 %
Thermisches Spritzen	Spritzzusatz wird aufgeheizt und auf Oberfläche geschleudert	in der Plasmaflamme: 20.000 °C, max. 100 °C Bauteil verzugsarm	500–1100 HV3	keine Angabe	130–140 %

3.3.1 Stoffeigenschaft ändern

Das Stoffeigenschaft ändern ist nach [76] die 6. Hauptgruppe der Fertigungsverfahren. Hierunter fällt das „Fertigen durch Verändern der Eigenschaften des Werkstoffes, aus dem ein Werkstück besteht; dies geschieht u. a. durch Veränderungen im submikroskopischen bzw. atomaren Bereich, z. B. durch Diffusion von Atomen, Erzeugung und Bewegung von Versetzungen im Atomgitter, chemischen Reaktionen“ [76].

Für den Oberflächenschutz von Extruderschnecken werden das Nitrieren und das Borieren eingesetzt.

3.3.1.1 Nitrieren

Nitrieren bezeichnet das Einbringen von atomarem Stickstoff in die Randschicht eines Werkstoffs durch Diffusion. Dabei kommt es zu einer Härtesteigerung durch die Bildung von Nitriden und die Einlagerung von Stickstoff auf den Zwischengitterplätzen des nitrierten Werkstoffs. Es bilden sich die Nitride γ' (Fe_4N , kubisch) und ϵ (Fe_{2-3}N ,

hexagonal) aus. Sind die nitridbildenden Elemente Chrom, Aluminium, Vanadium, Titan oder Molybdän enthalten, bilden sich weiterhin mit Stickstoff Sondernitride [1, 77, 78]. Der Aufbau einer Nitrierschicht ist in Abbildung 3.13 (links) dargestellt. In der Randschicht bildet sich eine Verbindungsschicht, an die sich eine Diffusionsschicht anbindet, die in den Grundwerkstoff übergeht. Die Dicke der Verbindungsschicht ist dabei in der Regel um ein Vielfaches geringer als die der Diffusionsschicht. Die Oberfläche der Verbindungsschicht ist jedoch geschlossen und hart, so dass sie auch für den Verschleißschutz angewendet werden kann [1, 39, 43, 70]. In Abbildung 3.13 (rechts) ist eine Nitrierschicht am Beispiel eines 34CrAlNi7 (1.8550) abgebildet. Im oberen Bereich ist hell die Verbindungsschicht dargestellt, die in diesem Fall ca. 30 µm Dicke aufweist. Daran schließt sich die Diffusionszone mit einer Schichtdicke von ca. 690 µm an. Ebenfalls wieder hell dargestellt, befindet sich unterhalb der Diffusionszone das Grundgefüge des 1.8550.

Verbindungsschicht
Diffusionszone
Grundgefüge

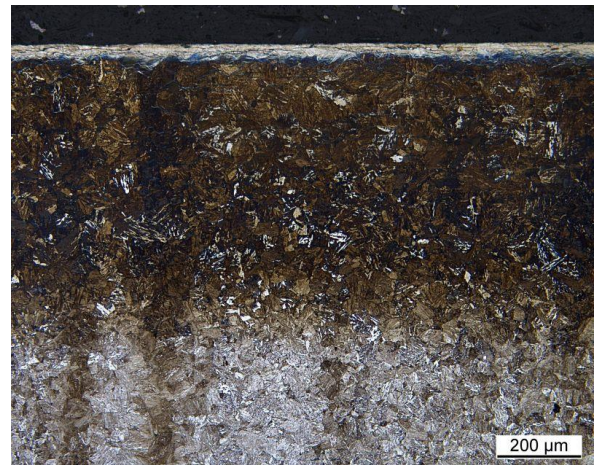


Abbildung 3.13: Aufbau einer Nitrierschicht: schematisch (links), an 1.8550 (rechts; Kontrastierung: Nital)

Für das Beschichten von Extruderschnecken haben sich drei Verfahren des Nitrierens etabliert. Diese sind das Gasnitrieren, das Plasmanitrieren sowie das Salzbadnitrieren. Beim Gasnitrieren wird das Werkstück in der Aufheiz- und Abkühlphase mit Stickstoff umspült. Hat das Werkstück die benötigte Temperatur erreicht, beginnt die eigentliche Nitrierphase, in dieser wird ein stickstoffhaltiges Gas (meistens Ammoniak) eingesetzt, welches unter „ausreichender thermischer und katalytischer Aktivierung in seine Bestandteile“ [70] zerfällt. Dadurch wird diffusionsfähiger atomarer Stickstoff gebildet, der in die Randschicht des zu beschichtenden Werkstoffs eindiffundiert. Mit diesem Verfahren ist es nicht möglich, korrosionsbeständige Stähle zu nitrieren, da das enthaltene Chrom eine Passivierschicht bildet, die vom Stickstoff nicht durchdrungen werden kann. Insbesondere für diese Werkstoffe bietet sich das Plasmanitrieren an [1, 70, 77, 79].

Das Plasmanitrieren wird in einem Vakuumofen durchgeführt, in dem das Werkstück als Kathode und die Vakuumkammer als Anode gepolt wird. Dazwischen wird eine Spannung von 600–1000 V angelegt, so dass es zu einer Glimmentladung kommt. Durch die anliegende Spannung wird das verwendete Gas ionisiert, wodurch sich ein

Plasma ausbildet. In der Aufheiz- und Sputterphase wird Wasserstoff verwendet, welches im ionisierten Zustand auf die Bauteiloberfläche beschleunigt wird und dort einen reinigenden Effekt hervorruft. Dadurch lassen sich Oxidschichten sowie weitere Verunreinigungen entfernen. Liegen blanke Oberflächen vor, kann der eigentliche Nitrierprozess gestartet werden. Als Prozessgas wird Stickstoff verwendet, welches sich mit „abgestäubten“ Eisen zu Eisennitrid (FeN) verbindet und in die Werkstückoberfläche hineindiffundiert. Dort bilden sich dann die stabilen, stickstoffarmen γ' - und ϵ -Nitride. Bei diesem Prozess ist es durch eine geeignete Parameterwahl möglich, die Zusammensetzung der Verbindungsschicht genau zu steuern oder diese sogar zu unterbinden [1, 70, 79]. In der Regel wird das Plasmanitrieren bevorzugt, da dieses Verfahren eine dickere Verbindungsschicht generiert, wodurch die nitrierte Schicht polierbar wird. Dieser Verfahrensschritt ist wichtig, damit die Kunststoffschmelze nicht auf der Oberfläche der Extruderschnecke anhaftet [39].

Das Salzbadnitrieren gehört zunächst zu den Nitrocarburierprozessen, da in den verwendeten Salzschnmelzen zusätzlich Cyanide bzw. Cyanate enthalten sind, wodurch die Randschicht anschließend nicht nur Stickstoff- sondern auch Kohlenstoffverbindungen aufweist. Wird das Cyanat oxidiert, gelingt es nur Stickstoff in die Randschicht einzubringen.

Die Dauer eines Nitrierprozesses ist abhängig vom zu nitrierenden Werkstoff und der gewünschten Nitrierhärte und kann wenige Minuten bis 100 Stunden dauern. Die einstellbare Nitrierhärte ist ebenfalls werkstoffabhängig und kann bis zu 0,8 mm betragen. Die Prozesstemperatur variiert mit dem gewählten Nitrierprozess und liegt zwischen 400 und 590 °C [1, 70]. Beim Salzbadnitrieren herrschen Prozesstemperaturen von 560–585 °C; Voraussetzung für dieses Verfahren ist, dass die Salze als Schmelze vorliegen [39]. Werden Extruderschnecken zum Verschleißschutz gepanzert, so werden sie im Anschluss in der Regel komplett nitriert, um auch den Schneckenrund vor Verschleiß zu schützen [55].

3.3.1.2 Borieren

Beim Borieren wird die Randschicht eines Werkstücks mit Bor angereichert. Die dabei erreichbaren Härten liegen zwischen 1600 und 2800 HV. Beim Borieren von Eisen bilden sich zwei Boridtypen aus, diese sind FeB (tetragonal) und Fe_2B (rhombisch). In der Regel wird eine einphasige Boridschicht aus Fe_2B bevorzugt, da ein zweiphasiger Aufbau zu Abplatzungen führen kann. Dennoch liegen in der Regel zweiphasige Boridschichten vor. Das Bor wird größtenteils durch Pulver oder Pasten aufgebracht. Beim Borieren mit Pulver wird die Oberfläche des Werkstücks mit einer 10–20 mm dicken Borphpulverschicht bedeckt und durch einen Ofen unter Schutzgasatmosphäre geleitet. Wird eine Paste verwendet, so wird diese auf die Oberfläche durch, teilweise mehrfaches, Tauchen oder Streichen aufgebracht und getrocknet. Im Anschluss daran wird das Bauteil in einem Ofen unter Schutzgasatmosphäre boriert. Die Besonderheit bei diesem Verfahren ist, dass es nicht als alleiniger Prozessschritt eingesetzt wird, sondern während des Härtens durchgeführt wird [1, 70].

Die Arbeitstemperaturen dieses Verfahrens liegen bei 850–1100 °C und damit deutlich höher als beim Nitrieren, wodurch Verzug auftreten kann. Die einstellbaren Schichtdicken liegen zwischen 5 und 300 µm und sind werkstoffabhängig. Technische Schichtdicken liegen zwischen 10–80 µm. Im Vergleich zum Nitrieren lassen sich bei Extruderschnecken deutlich höhere Standzeiten erreichen [1, 70].

3.3.2 Galvanisches Beschichten

Das galvanische Beschichten beruht darauf, dass Elemente aus wässrigen Lösungen chemisch oder elektrolytisch abgeschieden werden. Die dabei enthaltenen Überzüge können sowohl rein metallisch als auch eine Legierung sein. Das zu beschichtende Werkstück wird in diesem Prozess als Kathode und der Beschichtungswerkstoff als Anode gepolt, von außen liegt Gleichstrom an. Wird ein Beschichtungsmaterial verwendet, welches sich nur schwer ionisieren lässt, so kann auch eine nicht lösliche Anode verwendet werden und der Beschichtungswerkstoff wird als Salz in den Elektrolyten gegeben. An der Kathode werden die Metallionen durch Aufnahme von Elektronen zum Metallatom reduziert und scheiden sich ab. Das Material der Anode wird unter Freisetzung von gasförmigem Sauerstoff oxidiert und es bilden sich Metallkationen, bei Verwendung einer inerten (nicht löslichen) Anode entsteht an dieser nur gasförmiger Sauerstoff [46, 70, 80]. Für die galvanische Beschichtung stehen verschiedene Verfahren, die [46, 70] entnommen werden können, zur Verfügung.

3.3.2.1 Hartverchromen

Zum Schutz vor Verschleiß und Korrosion wird das Hartverchromen angewendet. Die dabei generierten Schichtdicken weisen 0,005–1 mm sowie eine Härte zwischen 800 und 1100 HV auf. Unter dem Einfluss von korrosiven Medien kann bei dickeren Schichten der Grundwerkstoff lokal durch Korrosion angegriffen werden, was auf die Bildung von Rissen bzw. Poren der Schicht zurückzuführen ist, wenn die Schicht in einer Lage appliziert worden ist. Um die Korrosionsbeständigkeit des Grundwerkstoffs weiter zu verbessern, kann zum einen zuerst eine galvanische Nickelschicht abgeschieden werden oder zum anderen das Chrom in mehreren Lagen aufgebracht werden, wodurch eventuell entstandene Risse durch die nächste Lage abgedeckt werden und somit der Grundwerkstoff nicht mehr einem direkten Korrosionsangriff ausgesetzt wird. Ein großer Vorteil dieses Verfahrens ist die Prozesstemperatur von 50–60 °C, wodurch am Bauteil kein Verzug auftritt [1, 55, 72].

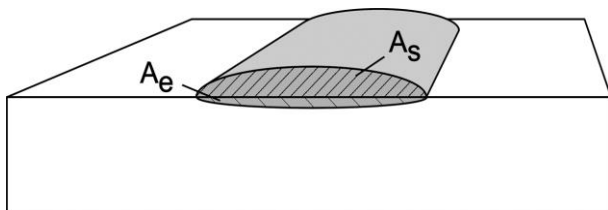
3.3.2.2 Vernickeln

Das galvanische Vernickeln dient hauptsächlich dem Korrosionsschutz von Bauteilen. Bei der Aufbringung der Schicht ist auf die richtige Parameterwahl zu achten, damit die Schichten keine Poren oder Risse aufweisen, was letztendlich den Korrosionsschutz wieder herabsetzen würde [70]. Des Weiteren gibt es die Möglichkeit, chemisch abzuscheiden. Dieses Verfahren wird auch als außenstromlos bezeichnet, da keine zusätzliche Stromquelle benötigt wird. Damit die Abscheidung des Nickels aus der

Elektrolytlösung durchgeführt werden kann, ist in der Lösung ein Reduktionsmittel vorhanden, welches oxidiert wird und somit die erforderlichen Elektronen für die Bildung der Metallionen zur Verfügung stellt. Gängige Reduktionsmittel sind Natriumhypophosphit (NaH_2PO_2), Dimethylaminoboran ($((\text{CH}_3)_2\text{NH})(\text{BH}_3)$) oder Hydrazin (N_2H_4) [70, 74]. Beim chemischen Vernickeln handelt es sich bei der aufgetragenen Schicht um eine Nickel-Phosphor-Legierung, bei der der Phosphorgehalt zwischen 3 und 12 % variieren kann. Der Phosphorgehalt wirkt sich auf Härte, Korrosions- sowie Verschleißbeständigkeit aus. Die Prozesstemperatur liegt zwischen 85 und 95 °C, bei Abscheidungsraten von 10–20 µm. Die üblichen einstellbaren Schichtdicken liegen zwischen 2–50 µm, es sind jedoch auch Schichtdicken bis zu 200 µm und mehr möglich. Die Härte liegt zwischen 500–550 HV_{0,03}. Wird nach dem Beschichtungsprozess eine Wärmebehandlung durchgeführt, lassen sich Schichthärten von 900–1000 HV_{0,03} erreichen. Der Vorteil gegenüber den Hartchromschichten ist, dass beim chemischen Vernickeln keine Risse auftreten. Mittlere Phosphorgehalte von 8–10 % bewirken eine hohe Verschleißbeständigkeit bei gleichzeitig guter Korrosionsbeständigkeit [70, 74].

3.3.3 Schweißtechnische Beschichtungsverfahren

Das schweißtechnische Beschichten von Bauteilen wird als Auftragschweißen bezeichnet. Dabei kann zwischen drei Varianten unterschieden werden. Beim Schweißpanzern wird ein Werkstoff aufgebracht, der idealerweise einen höheren Verschleißwiderstand als der Grundwerkstoff aufweist und das Schweißplattieren bringt vorzugsweise einen korrosionsbeständigeren Werkstoff auf den Grundwerkstoff auf. Beim Schweißpuffern wird ein Werkstoff aufgebracht, der eine Bindung zwischen artfremden Werkstoffen ermöglichen soll [70, 81–84]. Ein wichtiger Faktor beim Auftragschweißen ist der Aufmischungsgrad A , der angibt, wie groß die Einbrandfläche A_e im Vergleich zur Gesamtfläche der aufgetragenen Schicht ist, Abbildung 3.14, und somit ein Faktor für die Durchmischung des aufgetragenen Werkstoffs mit dem Grundwerkstoff ist. Damit die Eigenschaften des Auftragwerkstoffs optimal genutzt werden können, ist es erstrebenswert, den Aufmischungsgrad so gering wie möglich zu halten.



$$A = \frac{A_e}{A_s + A_e} \cdot 100 \text{ in } \%$$

Abbildung 3.14: Aufmischungsgrad (Bild: R. Reiter)

Der Vorteil des Auftragschweißens liegt darin, dass lokal relativ dicke Schichten erzeugt werden können, die ausreichende Verschleißreserven bieten und über einen großen Bereich der Schichtdicke beständige Eigenschaften gewährleisten [5]. Für das Auftragschweißen können nahezu alle Schmelzschweißverfahren verwendet werden. Die wichtigsten sind [70, 82–84]:

- Gasschweißen

- Lichtbogenschweißen (Lichtbogenhandschweißen, Metallschutzgasschweißen (MSG), Wolfram-Inertgas-Schweißen (WIG), Plasmaschweißen, Unterpulverschweißen)
- Strahlschweißen (Laserstrahl- und Elektronenstrahlschweißen)
- Widerstandschmelzschweißen (Elektroslackeschweißen)

Bei den Pressschweißverfahren werden normalerweise nur das Rollnahtschweißen sowie das Reibschweißen eingesetzt [84].

Für die Stegpanzerung von Extruderschnecken wird üblicherweise das WIG-Auftragschweißen sowie das Plasma-Pulver-Auftragschweißen verwendet, Abbildung 3.15. Als Schneckengrundwerkstoff werden in der Regel Nitrierstähle verwendet, wobei dort die Schweißeignung der aluminiumfreien besser als die der aluminiumhaltigen Werkstoffe ist [1, 5].

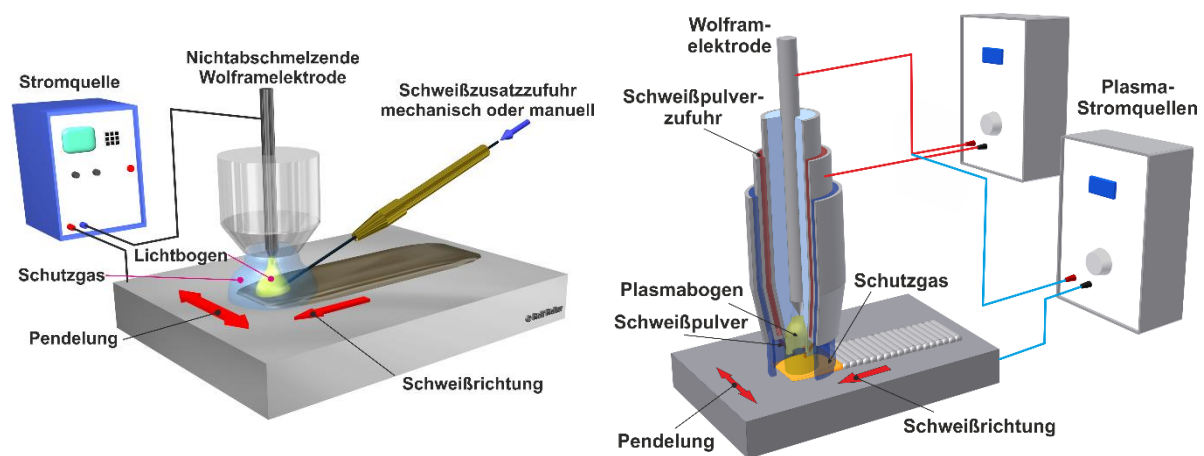


Abbildung 3.15: Verfahren für das Auftragschweißen an Extruderschnecken: links: WIG-Auftragschweißen, rechts: PPA-Schweißen (Bilder: R. Reiter)

Insbesondere das Plasma-Pulver-Auftragschweißen weist geringe Einbrandtiefen und dadurch geringe Aufmischungen auf [7]. Da die erzeugten Schichten im Rahmen dieser Arbeit ausschließlich mit Hilfe des Plasma-Pulver-Auftragschweißens erstellt worden sind, folgt eine kurze Darstellung des Verfahrens.

Das Plasma-Pulver-Auftragschweißen gehört zu den Verfahren mit nichtabschmelzender Elektrode. Im Gegensatz zum WIG-Schweißen wird hierbei der Lichtbogen durch eine Kupferdüse eingeschnürt, wodurch eine signifikant höhere Energiedichte erreicht werden kann, die mit der Energiedichte der Strahlschweißverfahren vergleichbar ist. Das Verfahren verwendet zwei Lichtbögen, die über gesonderte Stromquellen gesteuert werden können. Der nichtübertragene Lichtbogen (Pilotlichtbogen) brennt zwischen der Elektrode (Kathode) und der Plasmadüse. Der Pilotlichtbogen ionisiert das zugeführte Plasmagas und erzeugt einen Plasmastrahl. Er stabilisiert den Hauptlichtbogen und schmilzt das zugeführte Pulver auf. Der erzeugte Plasmastrahl dient als Zündquelle für den übertragenen Lichtbogen (Hauptlichtbogen). Der Hauptlichtbogen brennt zwischen der Elektrode und dem Werkstück (Anode) und schmilzt den Grundwerkstoff auf. Das Pulver wird durch eine die Anode konzentrisch umgebende Förderdüse in den Plasmastrahl eingebracht und als erschmolzener Pulverstrahl durch den

Plasmastrahl mit dem aufgeschmolzenen Grundwerkstoff in Verbindung gebracht. Zum Schutz vor Oxidation muss das Plasmagas inert sein. Als Schutzgas werden Argon oder Argon-Wasserstoff-Gemische verwendet, da sich diese Gase „optimal auf die Schweißgut- und Oberflächeneigenschaften auswirken“ [84]. Als Fördergas für das Pulver wird in der Regel ebenfalls Argon verwendet [70, 82, 84].

Die Vorteile des Plasma-Pulver-Auftragschweißen liegen insbesondere in der geringen Aufmischung ($< 5\%$) und der Erzeugung von Schichten mit vollständiger metallurgischer Bindung an den Grundwerkstoff. Grundsätzlich können alle Werkstoffe aufgetragen werden, die verdüst werden können. Es lassen sich Schichtdicken zwischen 0,5–5 mm einlagig erzeugen, höhere Schichtdicken lassen sich mit Hilfe der Mehrlagentechnik generieren. Die Abschmelzleistung liegt bei 0,3–12 kg/h. Die Pulververluste bei diesem Verfahren liegen in Abhängigkeit vom verwendeten Werkstoff zwischen 5 und 30 % [1, 70, 82].

3.3.4 Physical Vapour Deposition (PVD)

Das Physical Vapour Deposition (PVD)-Verfahren gehört zu den Beschichtungsverfahren aus dem gas- oder dampfförmigen Zustand und aufgrund der sehr geringen Schichtdicken zu den Dünnschichtverfahren. Der PVD-Prozess ist ein Beschichtungsvorgang, bei dem die Schichtausbildung durch gasförmige oder ionisierte Abscheidung auf einem Substratwerkstoff erfolgt. Die PVD-Prozesse werden in der Regel in drei Verfahrenskategorien unterteilt, welche teilweise in einer Plasmaumgebung bzw. unter Vakuum durchgeführt werden. Dies sind das Verdampfen, das Sputtern und das Ionenplattieren [1, 46, 70, 85].

Beim Verdampfen wird das Beschichtungsmaterial unter Vakuum (10^{-3} bis 10^{-6} Pa) erhitzt, bis es verdampft. Die dampfförmigen Moleküle treffen geradlinig auf das Substrat und kondensieren an diesem, dabei kommt es aufgrund des Vakuums nur zu wenigen oder gar keinen Zusammenstößen zwischen den Gasmolekülen. Die Erwärmung erfolgt in der Regel durch Wolframdrahtspulen oder durch einen hochenergetischen Elektronenstrahl. Der Abstand zwischen Verdampfungsquelle und Substrat muss so gewählt werden, dass das Substrat durch die Strahlungswärme nicht zu stark erwärmt wird. Da die gasförmigen Teilchen das Substrat in einer geraden Bahn treffen, ist es mit diesem Verfahren schwierig, komplex geformte Bauteile zu beschichten. Die Aufwachsrate betragen 0,05–25 $\mu\text{m/s}$ und es werden gleichmäßig dicke Schichten ausgebildet [46, 70, 85].

Für das Sputtern wird ein inertes Gas benötigt. Der Prozess basiert darauf, dass zwischen einer Anode (Substrat) und einer Kathode (Target, Beschichtungsmaterial) eine Spannung angelegt wird, die ein Plasma zündet. Die Gasmoleküle werden durch das Plasma ionisiert und durch die verwendete Hochspannung auf die Kathode beschleunigt. Dort schlagen sie durch Impulsübertragung aus dem Target Atome heraus, die anschließend durch das angelegte Vakuum (0,1 bis 1 Pa) zum Substrat gelangen. Bei diesem Prozess kommt es zu Wechselwirkungen zwischen den sich bewegenden Teil-

chen, wodurch es ermöglicht wird, komplexere Bauteile zu beschichten. Die Aufwachsraten liegen zwischen $0,0001\text{--}0,7\text{ }\mu\text{m/s}$ und somit deutlich unterhalb derer beim Verdampfen. Weiterhin sind die in diesem Prozess gebildeten Schichtdicken nicht gleichmäßig dick [46, 70, 85].

Das Ionenplattieren wird auch als Lichtbogenverdampfen bezeichnet, bei dem mit Hilfe eines Lichtbogens das Schichtmaterial verdampft und dabei beinahe restlos ionisiert wird. Durch eine angelegte Spannung werden die entstandenen Ionen in Richtung des Bauteils beschleunigt und bilden dort eine sehr gut haftende Schicht aus. Die Aufwachsraten sind ähnlich zum Verdampfen ($0,01\text{--}25\text{ }\mu\text{m/s}$) und es können vergleichsweise niedrige Temperaturen unterhalb von $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ verwendet werden, die es ermöglichen, auch temperaturkritische Bauteile zu beschichten. Bei diesem Prozess können Gase eingesetzt werden, die mit den Beschichtungsionen reagieren und mit diesen auf dem Substrat abgeschieden werden. Dadurch lassen sich bspw. keramische Beschichtungen realisieren [1, 46, 86].

Untersuchungen haben gezeigt, dass es durchaus sinnvoll, ist PVD-Beschichtungen in Schneckenmaschinen einzusetzen. Allerdings sollte diese Beschichtungsform nur dort zum Einsatz kommen, wo keine hohen Verschleißreserven vorliegen müssen oder stark abrasiver Verschleißangriff auftritt, wie bspw. im Einzugsbereich der Plastifiziereinheit. Der Einsatz von PVD-Beschichtungen bietet sich vor allem dort an, wo es im unbeschichteten Zustand zu Schmelzeanhaftungen an der Extruderschnecke kommt. Dadurch kann verhindert werden, dass sich der Kunststoff durch Anhaften zersetzt. Insbesondere die Schichten CrAlON sowie TiN und TiBN haben sich für diese Anwendungen bewährt [24, 25, 86, 87].

Bei der Beschichtung der Extruderschnecke müssen die Dimensionen dieser beachtet werden. Kleinere Extruderschnecken können noch in einem Stück PVD-beschichtet werden, bei größeren Abmessungen ist dies aufgrund der Bauraumgrößen der PVD-Anlagen jedoch nicht mehr möglich. Da Zweischneckenextruder in der Regel aus Schneckenelementen zusammengesetzt werden, ist es bei diesen verhältnismäßig einfach, sie mit Hilfe des PVD-Verfahrens zu beschichten. Dort liegt auch das größte Anwendungsgebiet [24].

3.3.5 Thermisches Spritzen

Das thermische Spritzen ist ein „Verfahren, bei dem Spritzzusätze innerhalb oder außerhalb der Spritzpistole / des Brenners bis zum plastischen oder geschmolzenen Zustand aufgeheizt und dann auf eine vorbereitete Oberfläche geschleudert werden“ [73]. Da die Plastifizierung des Beschichtungswerkstoffs räumlich getrennt von der Bauteiloberfläche erfolgt, wird diese thermisch nur gering belastet. Den Spritzzusatz können Drähte, Pulver, Stäbe, Schnüre oder Suspensionen darstellen. Als Energiequelle werden Flamme, Plasma, Lichtbogen oder Gasströmung eingesetzt. Das thermische Spritzen wird nach der Energieeinbringung in verschiedene Verfahren eingeteilt [1, 70, 73]. Diese können [70] entnommen werden.

Für das Beschichten von Extruderschnecken wird in der Regel das Hochgeschwindigkeits-Flammspritzen (HVOF - High Velocity Oxygen Fuel) verwendet. Bei diesem Verfahren wird in einer Brennkammer ein zugeführtes Gas unter hohem Druck (6 bis 10 bar) verbrannt und erzeugt so den Brennstrahl, welcher eine sehr hohe Strömungsgeschwindigkeit aufweist. In diesen Brennstrahl wird der pulverförmige Zusatz gegeben und die Partikel werden auf Geschwindigkeiten bis zu 700 m/s in Richtung der Beschichtungsoberfläche beschleunigt. Aufgrund des geringen Verweilens der Partikel im Brennstrahl werden sie nur gering thermisch belastet, so dass auch temperatursensible Werkstoffsysteme gespritzt werden können. Die Schichten zeichnen sich durch niedrige „Porositäten, hohe Haftzugfestigkeiten und geringe Oberflächenrauheiten“ [70] aus. Typische Schichten für Extruderschnecken sind Hartmetallschichten (bestehend aus Wolframkarbid eingelagert in einer Kobaltmatrix) für eine Erhöhung der Korrosions- und Verschleißbeständigkeit. Des Weiteren können Nickelbasislegierungen, die mit Wolframkarbid verstärkt sind, verwendet werden. Diese Schicht wird am Ende noch gesintert, um einen schmelzmetallurgischen Verbund zu erhalten, der als Verschleißschutz dient [1, 70].

3.4 Herstellung einer steggepanzerten Extruderschnecke

Bei der Herstellung einer steggepanzerten Extruderschnecke werden aus einer Welle die Schneckengänge durch Drehen, Schleifen, Fräsen, Wirbeln oder Schälern herausgearbeitet und die Schneckenstege gepanzert. Die Reihenfolge dieser Bearbeitungsschritte ist abhängig von der Legierung, die als Panzerwerkstoff aufgebracht wird, sowie von der Anwendung. Generell gibt es drei Möglichkeiten, wie die Fertigung der Extruderschnecke durchgeführt werden kann. Zum einen kann der Panzerwerkstoff direkt auf die Welle aufgeschweißt werden. Zum anderen kann zunächst eine Nut in die Welle eingefräst werden, die anschließend zugeschweißt wird. In beiden Fällen werden im Anschluss daran die Stege herausgearbeitet. Es besteht jedoch auch die Möglichkeit, zunächst die Schneckengänge herzustellen und anschließend ausschließlich die Schneckenstege zu panzern. Insbesondere bei Kobalt- und Nickelbasislegierungen wird jedoch die Variante mit der eingefrästen Nut bevorzugt, da es zu Kantenausbrüchen der Schweißnaht beim anschließenden Fertigen der Kanäle kommen kann. Durch die eingefräste Nut erfolgt eine bessere Anbindung an den Grundwerkstoff und es kommt seltener zu Kantenausbrüchen [2, 5, 88].

Für die Fertigung der Schneckengänge hat sich das Wirbeln etabliert, da es wirtschaftlicher arbeitet als die meisten anderen Verfahren mit geometrisch bestimmter Schneide. Außerdem weist das gefertigte Bauteil eine gute Oberflächenqualität auf und erfährt nur einen geringen Wärmeeintrag, der in der Regel gleichbleibend abgeleitet wird [2].

Es wird das Außenwirbeln verwendet. Bei diesem dreht sich das Werkstück um die eigene Achse. Das Werkzeug besteht aus einem Ring mit nach innen gerichteten Schneiden und wird als Wirbelkopf bezeichnet. Es wird exzentrisch zur Werkstückmitte

ausgerichtet. Durch den Neigungswinkel kann die Steigung der Stege eingestellt werden. Das Werkzeug führt die Schnittbewegung aus, wohingegen die Vorschubbewegung durch das drehende Werkstück und in Längsrichtung des Werkstücks durch den Wirbelkopf vollzogen wird [88, 89]. In Abbildung 3.16 ist das schematische Prinzip des Außenwirbelns dargestellt.

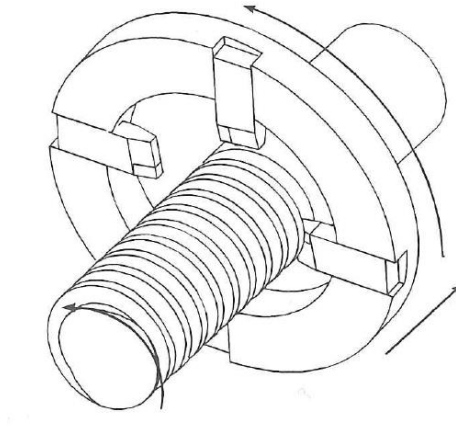


Abbildung 3.16: Schematische Darstellung des Außenwirbelns [90]

4 Verschleiß in Schneckenmaschinen

Verschleiß ist „der fortschreitende Materialverlust aus der Oberfläche eines festen Körpers, hervorgerufen durch mechanische Ursachen, d. h. Kontakt und Relativbewegung eines festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpers“ [91]. Damit Verschleiß auftreten kann, muss ein tribologisches System vorliegen, Abbildung 4.1. Dieses besteht in der Regel aus einem Grund- und einem Gegenkörper, in deren Spalt sich ein Zwischenstoff befindet, sowie einem Umgebungsmedium. Auf diese Konstellation wirkt ein Beanspruchungskollektiv bestehend aus Last, Relativgeschwindigkeit, Temperatur und Beanspruchungsdauer. Als Verschleißkenngrößen werden Oberflächenveränderungen (Verschleißerscheinungsform) sowie Materialverlust (Verschleißmessgröße) erhalten.

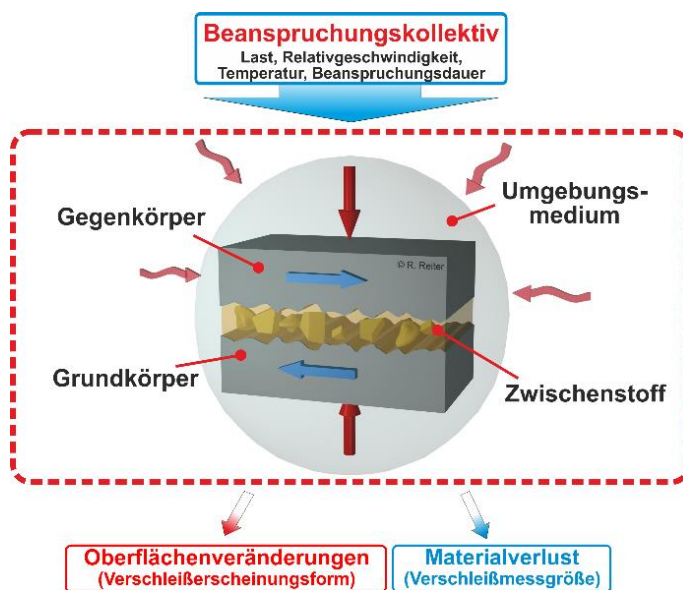


Abbildung 4.1: Tribologisches System nach [91, 92] (Bild: R. Reiter)

Insgesamt können hauptsächlich vier verschiedene Verschleißmechanismen - die im Kontaktbereich eines tribologischen Systems ablaufenden physikalischen und chemischen Wechselwirkungen [92] - unterschieden werden. Dazu gehören jeweils unterschiedliche Verschleißerscheinungsformen [91, 93]:

- Abrasion (Kratzer, Riefen, Mulden, Wellen)
- Adhäsion (Fressen, Löcher, Kuppen, Schuppen, Materialübertrag, Risse, Vertiefungen)
- Oberflächenzerrüttung (Risse, Grübchen, Verformung)
- Tribochemische Reaktion (Reaktionsprodukte wie Schichten, Partikel)

Abrasion und Oberflächenzerrüttung zählen dabei zu den Wechselwirkungen, die durch Kraft, Spannung oder Energie entstehen und zu Rissen sowie Stoffabtrennung führen. Adhäsion und tribochemische Reaktionen treten auf atomarer bzw. molekularer Ebene auf. Im Kontaktbereich zweier Reibpartner kann es zu chemischen Bindungen sowie Materialabtrennungen kommen [92]. In der Praxis treten an Bauteilen die aufgeführten Verschleißmechanismen überlagert auf und sind aus diesem Grund

schwer gegeneinander abgrenzbar. Die Verschleißmechanismen sind schematisch in Abbildung 4.2 dargestellt.

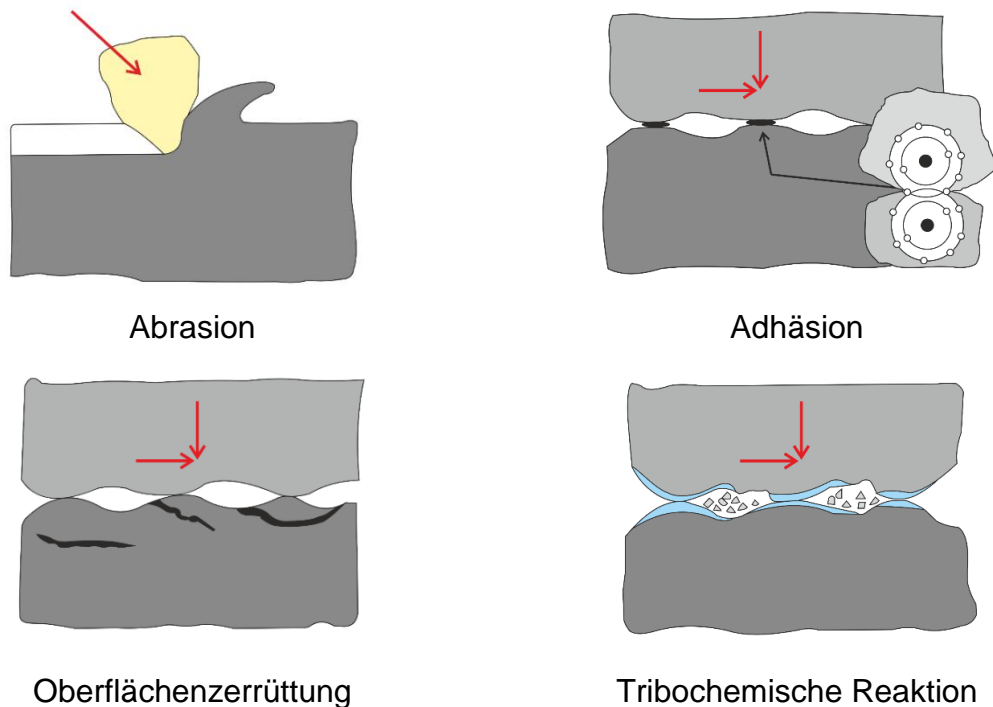


Abbildung 4.2: Schematische Darstellung der Verschleißmechanismen nach [94]

In Schneckenmaschinen treten überwiegend die Verschleißmechanismen Abrasion, Adhäsion sowie tribochemischer Verschleiß in Form der Korrosion auf. Verschleiß kann über die gesamte Länge der Extruderschnecke entstehen, er tritt besonders dort auf, wo das Beanspruchungskollektiv aus hohen Kräften und zugehörigen Relativgeschwindigkeiten besteht [1]. Dies ist in der Regel in der Umwandlungs- sowie Ausstoßzone der Fall. In Abbildung 4.3 sind die möglichen Verschleißmechanismen sowie Erscheinungsformen anhand einer Drei-Zonen-Schnecke dargestellt.

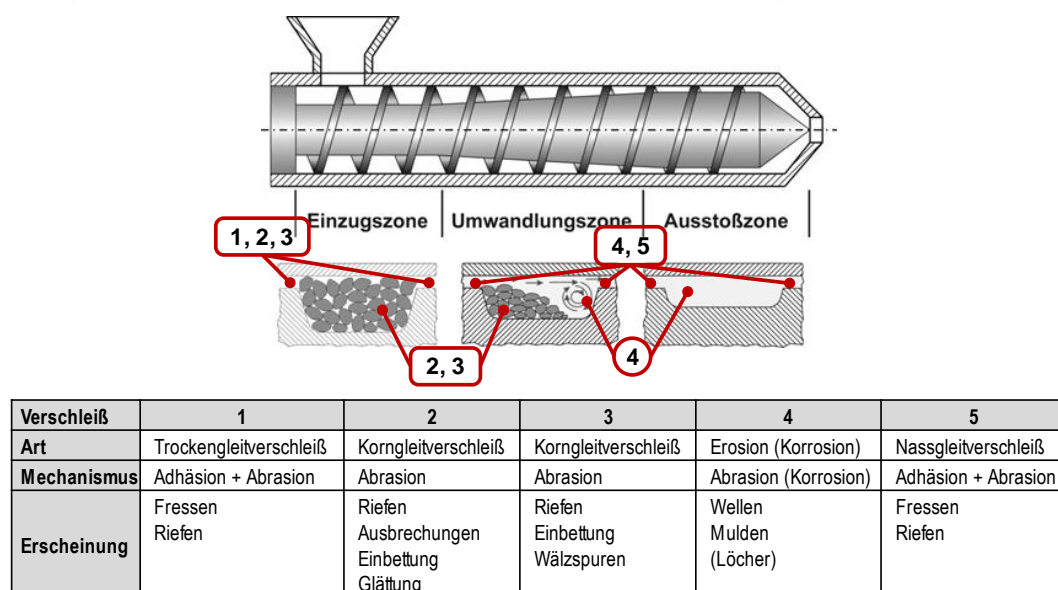


Abbildung 4.3: Verschleiß an kunststoffverarbeitenden Schneckenmaschinen nach [1, 95]

Im Folgenden werden die drei Verschleißmechanismen Abrasion, Adhäsion sowie tribochemischer Verschleiß bezogen auf ihr Auftreten in Schneckenmaschinen kurz erläutert.

4.1 Abrasion

Abrasiver Verschleiß tritt auf, wenn ein härterer Körper über die Oberfläche eines weichen unter Belastung gleitet und in diese dabei eindringt. Das harte Material können „Rauheitsspitzen harter Festkörper, harte Abrasivstoffe oder auch abgetrennte verfestigte Verschleißpartikel“ [93] sein. Handelt es sich bei dem weichen Körper um ein duktilen Material, treten die Prozesse Mikropflügen und Mikrospanen auf, wodurch die Oberfläche plastisch verformt wird und es zu Materialabtrag kommt. Bei spröden Werkstoffen kommt es zu Mikrobrennen, wobei durch Rissbildung größere Materialbereiche herausbrechen [92, 93].

Abrasiver Verschleiß wird weiterhin in Zwei- und Dreikörperabrasivverschleiß unterschieden, je nachdem wie der abrasiv wirkende Stoff mit den verschleißenden Oberflächen interagiert. Beim Dreikörperabrasivverschleiß befindet sich ein abrasiv wirkendes Medium in einem Spalt zwischen Grund- und Gegenkörper. Beim Zweikörperabrasivverschleiß wird das abrasiv wirkende Medium in gebundener Form, loser Schüttung oder mit Hilfe eines Mediums (Flüssigkeit oder Luft) über die Oberfläche eines Körpers transportiert [92, 93], Abbildung 4.4.

Bezeichnung	Zweikörperabrasivverschleiß			Dreikörperabrasivverschleiß	
Symbol					
Grundkörper (1)	verschleißende Festkörperoberfläche				
Grundkörper (2)	rauher massiver Abrasionsstoff (Gestein)	Abrasivstoff im Gegenkörper gebunden	lose Abrasivstoffe	verschleißende Festkörperoberfläche	
Zwischenstoff (3)	-	-	-	fest (körnig)	flüssig + Abrasivstoffe
Umgebungsmedium	flüssig, gasförmig				
Praxisbeispiele	Baggerzähne	Schleifverfahren	Feststofftransport	Zerkleinerungs- und Mahlprozesse	Spritzgießen verstärkter Kunststoffschmelzen

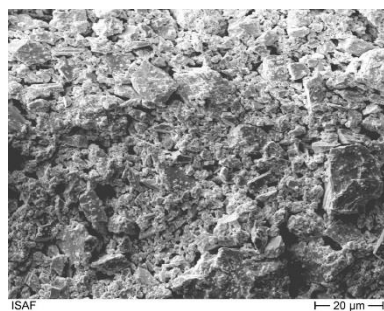
Abbildung 4.4: Schematische Darstellung Zwei- (links) und Dreikörperabrasivverschleiß (rechts) nach [1]

In der kunststoffverarbeitenden Industrie werden zum größten Teil mit Additiven gefüllte Kunststoffschmelzen verarbeitet, da durch die Zugabe von diesen Zusatzstoffen die Eigenschaften der Kunststoffe verbessert (bspw. Verstärkung, magnetische Eigenschaften, thermische Stabilisierung) oder modifiziert (z.B. Farbe) werden. Ungefüllte Kunststoffschmelzen wirken nicht abrasiv. Der abrasive Verschleiß, der in Schneckenmaschinen auftritt, ist demnach auf die zugegebenen Zusatzstoffe zurückzuführen [1].

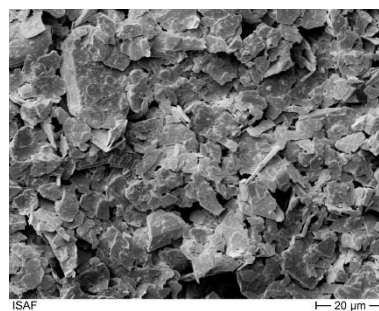
Die in der Kunststoffindustrie eingesetzten Zusatzstoffe können in drei Kategorien unterteilt werden [1, 96]:

- Füllstoffe und Pigmente (bspw. Kreide, Ruß) als Performance Additive
- Verstärkungsstoffe (bspw. Fasern) als Eigenschaftsverbesserer
- Funktionsstoffe (z.B. Flammenschutzmittel, Antioxidantien) als Verarbeitungshilfsmittel, Eigenschaftsverbesserer und Modifikatoren

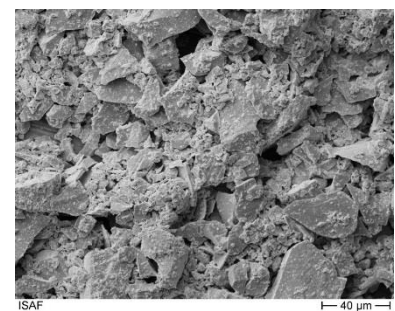
Füllstoffe, Pigmente und Verstärkungsstoffe haben einen Einsatzanteil von 15–70 % und Funktionsstoffe von ca. 5 % [1]. Abbildung 4.5 zeigt verschiedene im Rasterelektronenmikroskop (REM) aufgenommene Additive, die in der kunststoffverarbeitenden Industrie eingesetzt werden. In der Regel besitzen diese Stoffe kleine Korngrößen-durchmesser. Die jeweiligen Härten nach Mohs können ebenfalls der Abbildung entnommen werden.



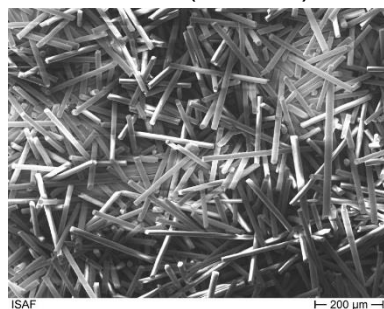
Kreide (3 Mohs)



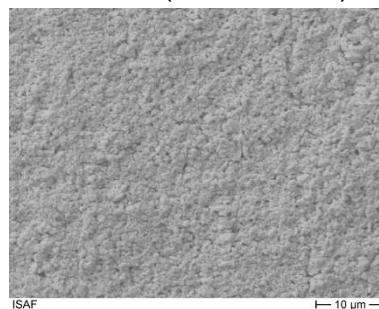
Talkum (1–1,5 Mohs)



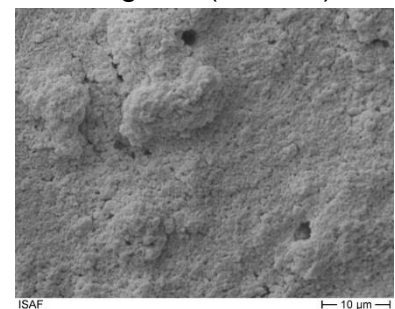
Magnetit (6 Mohs)



E-Glas (5,5–6,5 Mohs)



Bariumsulfat
(2,5–3,5 Mohs)



Magnesiumhydroxid
(2,5–3 Mohs)

Abbildung 4.5: Beispiele für Zusatzstoffe in der Kunststoffindustrie [1, 96]

Aufgrund der Kenntnis über die abrasive Wirkung der Additive werden diese mittlerweile vor der Zugabe in die Schneckenmaschine mit Kunststoff umhüllt, wodurch zumindest die Einzugszone in einem geringeren Maße abrasiv beansprucht wird. Nachdem der „schützende“ Kunststoffmantel jedoch aufgeschmolzen worden ist, tritt auch abrasiver Verschleiß auf. Dabei nehmen nicht nur die Extruderschnecke und der Zylinder Schaden, sondern auch die eingesetzten Additive können brechen, wodurch sie scharfkantiger werden und noch abrasiver wirken [1].

4.2 Adhäsion

Adhäsiver Verschleiß entsteht dort, wo zwei Materialien unter Last gegeneinander bewegt werden. Dabei kommt es an einzelnen Rauheitsspitzen zu lokalen Verbindungen (Kaltverschweißungen), die bei einer Weiterbewegung des Materials zu Materialausbrüchen bzw. Materialverschiebungen führen können. Insbesondere Metalle mit einer kubisch-flächenzentrierten Gitterstruktur neigen zur Adhäsion, da innerhalb dieses Gitters mehr Gleitmöglichkeiten bestehen. Zu diesen zählen z.B. Aluminium und Nickel [93]. Des Weiteren besteht ein Zusammenhang zwischen der Stapelfehlerenergie eines Werkstoffs und seiner Neigung zu Adhäsion; je geringer die Stapelfehlerenergie einer Legierung ist, desto geringer ist seine Neigung zu adhäsivem Verschleiß [97].

Abbildung 4.6 zeigt das typische Erscheinungsbild von adhäsivem Verschleiß. In erster Linie kommt es zu Werkstoffübertrag bzw. -ausbrüchen. Die Oberfläche weist jedoch auch adhäsiv bedingte Riefen auf, die sich von abrasiv bedingten Riefen dadurch unterscheiden, dass es zu Verformungen und Schubrisen im Riefengrund kommt, welche auf eine adhäsive Bindung zwischen den Werkstoffpartnern schließen lassen. Das Vorhandensein von Werkstoffüberträgen und -ausbrüchen ist ebenfalls ein Indikator dafür, dass die vorliegenden Riefen adhäsiv bedingt sind [93].

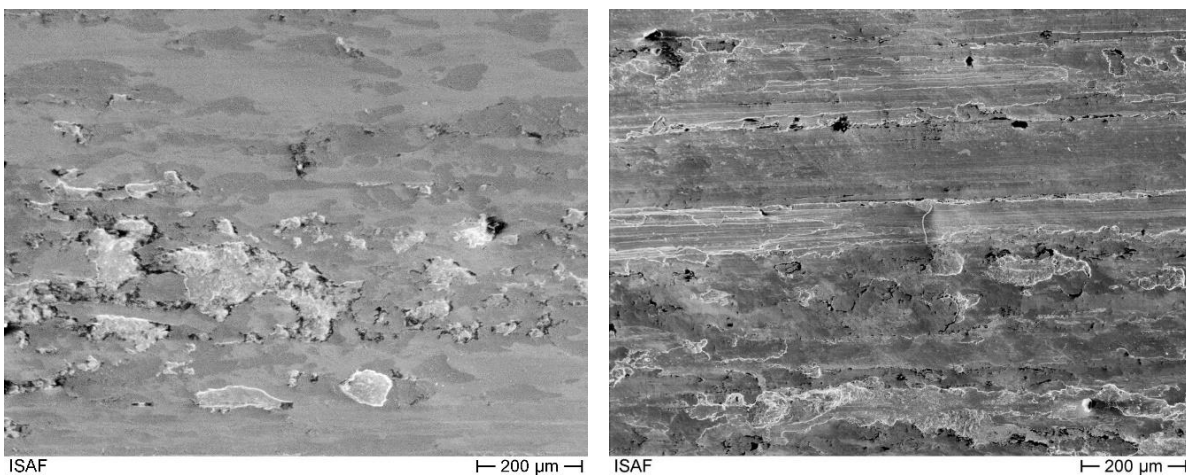


Abbildung 4.6: Typische Erscheinungsmerkmale von adhäsivem Verschleiß

Im Gegensatz zu abrasivem Verschleiß gibt es zum adhäsiven Verschleiß in Schneckenmaschinen nur wenige Aussagen. Dies liegt zum einen daran, dass es im Vergleich zur Abrasion seltener vorkommt und zum anderen, dass beim Auftreten von Adhäsion es meistens schon zum Versagen des Bauteils gekommen ist [1]. Adhäsion tritt dann auf, wenn der Zylinder und die Schnecke sich berühren. In der Theorie ist dies nicht möglich, da beide Bauteile so zueinander gelagert sein sollen, dass ein Berühren zwischen ihnen nicht vorkommt. In der Praxis kommt es dennoch vor. Zum einen kann im Vorhinein bereits ein falscher Zusammenbau vorliegen, so dass der Zylinder und die Schnecke nicht zueinander fluchten. Des Weiteren kann es durch die einseitige Lagerung der Schnecke zu Exzentrizität dieser kommen. Außerdem kann es durch den erhöhten Druckaufbau vor dem Werkzeug zu einem Auslenken der Schnecke kommen, wenn deren Knicklast überschritten wird. Das Auslenken wird

durch den Zylinder begrenzt, wodurch Metall-Metall-Reibung zwischen Schneckensteg und Zylinderwand auftritt [1]. Werden hochmolekulare Polymere verarbeitet, können insbesondere im Einzugsbereich hohe Verformungswiderstände des Kunststoffgranulats sowie bei einem ungleichmäßigen Befüllen hohe Querkräfte auf die Schnecke wirken und so zu einem Metall-/Metall-Kontakt zwischen Schneckensteg und Zylinderwand führen [55].

4.3 Tribochemischer Verschleiß

Tribochemischer Verschleiß tritt als Folge von chemischen Reaktionen des Grund- und/oder Gegenkörpers mit dem Umgebungsmedium bei einer tribologischen Beanspruchung auf. Dabei werden bei jeder Bewegung der beiden Reibpartner Reaktionsprodukte gebildet und wieder entfernt. Es gibt verschiedene Faktoren, die zur Begünstigung von chemischen Reaktionen an Oberflächen führen [1, 92, 93]:

- Temperaturanstieg durch Reibungswärme
- Abtrag schützender Oberflächenschichten
- Vergrößerung der relativen Oberfläche
- verstärkter Transport von Reaktionsprodukten in die Kontaktzone
- Erhöhung der Gitterfehleranzahl aufgrund plastischer Verformung führt zum Entstehen von freien Oberflächenatomen mit freien Valenzen
- thermische und mechanische Aktivierung der Oberfläche

Die tribochemischen Reaktionen führen zu Eigenschaftsänderungen der Grenzschichten der Materialien, was sowohl dazu führen kann, dass ein erhöhter Abtrag auftritt als auch, dass sich der Abtrag erniedrigt. Letzteres tritt dann auf, wenn vor allem die entstandenen Reaktionsprodukte abgetragen werden und nicht die eigentlichen Reibpartner [92]. Im Gegensatz zur reinen Korrosion („Materialzersetzung aufgrund von chemischen Reaktionen zwischen dem Material und seiner Umwelt“ [1]) muss beim tribochemischen Verschleiß eine tribologische Beanspruchung vorhanden sein.

In der kunststoffverarbeitenden Industrie kommt es aufgrund der wechselnden Kunststoffschmelzen, die unterschiedlich korrosiv wirken, zu tribochemischem Verschleiß. Es bilden sich chemische Reaktionsprodukte (z.B. Oxide), die ab einer bestimmten ausgebildeten Schichtdicke ausbrechen und wiederum zu abrasivem Verschleiß an der Paarung Schnecke/Zylinder führen können [1]. Des Weiteren begünstigen korrosive Additive (bspw. Flammschutzmittel) gepaart mit hohen Verarbeitungstemperaturen und langen Verweilzeiten einen tribochemischen Angriff [55].

5 Intermetallische Werkstoffsysteme

In der Regel werden karbidische oder boridische Hartphasen zum Verschleißschutz eingesetzt. Daneben gibt es die Möglichkeit, intermetallische Phasen zu verwenden, die teilweise eine hohe Härte sowie Sprödigkeit aufweisen [48]. Auf Kobalt- und Nickelbasis gibt es bereits kommerziell etablierte intermetallische Verschleißschutzlegierungen, die unter dem Namen Tribaloy vermarktet werden. Es sind jedoch keine äquivalenten Legierungssysteme auf Eisenbasis erhältlich. Im Folgenden wird zunächst erläutert, was intermetallische Phasen sind und welche für den Verschleißschutz genutzt werden. Anschließend erfolgt ein kurzer Einblick über die Tribaloy-Legierungen und im Anschluss werden mögliche eisenbasierte Legierungssysteme aufgeführt.

5.1 Intermetallische Phasen

Intermetallische Phasen sind intermediäre Verbindungen, bei denen die Wertigkeit der Metalle nur eine untergeordnete Rolle spielt und die stöchiometrische Zusammensetzung in der Regel nach der räumlichen Gitteranordnung der Atome vorgenommen wird. Des Weiteren besitzen sie einen endlichen Homogenitätsbereich, dieser gibt den Konzentrationsbereich der Phasen an. Beispiele für intermetallische Phasen sind die sogenannten Hume-Rothery-Phasen, die Zintl-Phasen sowie die Laves-Phasen [10, 23, 98].

Für den Verschleißschutz werden die Laves-Phasen genutzt [56]. Diese besitzen die Zusammensetzung AB_2 und das Atomradienverhältnis beträgt etwa 1,225. B ist das Atom mit dem kleineren Atomradius und stellt bei den Verschleißschutzlegierungen die Matrixkomponente dar. Laves-Phasen treten mit drei Strukturtypen auf. Dies sind die hexagonalen Strukturen $MgZn_2$ (C14) und $MgNi_2$ (C36) sowie die kubische Struktur $MgCu_2$ (C15). Welcher Strukturtyp sich ausbildet, ist abhängig von der Valenzelektronenkonzentration (VEK). Beträgt die Valenzelektronenkonzentration bis zu 1,75, liegt die Struktur $MgCu_2$ vor, eine Valenzelektronenkonzentration um 1,8 bildet den Typ $MgNi_2$ aus und oberhalb von 2,0 entsteht die Struktur $MgZn_2$ [10, 18, 23, 56, 98, 99].

Aufgrund der geringen Zähigkeit und der hohen Sprödbbruchgefahr ist die Anwendbarkeit von Laves-Phasen eingeschränkt. Diese Eigenschaften sind darauf zurückzuführen, dass jede Lage der Laves-Phase eine komplexe Atomkonfiguration aufweist und die für eine ausreichende Zähigkeit benötigten Gleitsysteme nicht vorhanden sind [99, 100]. Insbesondere für die Stahlindustrie bringen spröde und harte intermetallische Phasen Probleme mit sich, da sich diese Phasen bevorzugt auf den Korngrenzen anlagern und so zu frühzeitigem Versagen führen können [18]. Für den Verschleißschutz sind diese Eigenschaften oftmals von Vorteil. Vor allem, da die gebildeten Laves-Phasen eine geringere Härte als bspw. Karbide aufweisen und somit im Fall von verschleißendem Angriff die Oberfläche des Gegenkörpers nur gering abtragen [22, 101].

5.2 Tribaloy-Legierungen

In den 70er Jahren wurden durch die Firma E. I. du Pont de Nemours & Co. (Inc.) die sogenannten Tribaloy-Legierungen entwickelt [15, 16]. Die Vielzahl dieser Legierungen besitzt eine Kobaltbasis. Einzige Ausnahme bildet der T-700, der eine Nickelbasis hat. Vertreter dieser Legierungsgruppe sind in Tabelle 5.1 aufgeführt. Ursprünglich entwickelt wurden die Legierungen T-400, T-800 und T-700. Technische Anwendung finden außerdem mittlerweile die Legierungen T-400C, T-401 und T-900 [58].

Die Entwicklung der Legierung T-401 erfolgte, um eine Legierung mit erhöhter Duktilität und Korrosionsbeständigkeit zu erhalten, wodurch auch eine geringere Härte sowie Verschleißbeständigkeit im Vergleich zum T-400 vorhanden ist. Der T-400C weist eine erhöhte Oxidationsbeständigkeit auf. Der T-900 enthält im Vergleich zu den übrigen Legierungen einen erhöhten Nickelgehalt, wodurch die Rissbeständigkeit verbessert wird. Die Legierung T-200 weist einen noch höheren Nickelgehalt auf, findet aber keine kommerzielle Anwendung [21, 101–104].

Tabelle 5.1: Chemische Zusammensetzung der Tribaloy-Legierungen in Gew.-% [20, 50, 58, 105]

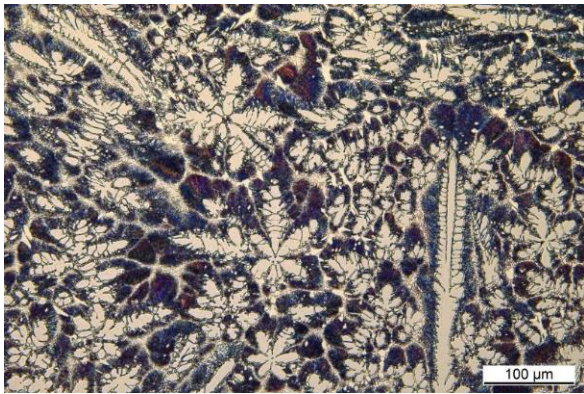
	Co	Ni	Cr	C	Mo	Si	Nb	Härte in HRC
T-100	bal.	-	-	-	35	10,0	-	-
T-200	bal.	20,0	11,0	-	-	0,75	6,5	17
T-400	bal.	-	8,5	-	29	2,8	-	51–57
T-400C	bal.	-	14,0	-	27	2,6	-	51–57
T-401	bal.	-	17,0	0,2	22	1,3	-	45–50
T-800	bal.	-	17,0	-	29	3,7	-	53–61
T-900	bal.	16,0	18,0	-	23	2,8	-	48–55
T-700	-	bal.	15,5	-	32	3,4	-	42–48

Die sich in den Kobaltbasislegierungen ausbildenden Laves-Phasen weisen die Struktur MgZn_2 auf und bilden ternäre oder quaternäre Phasen des Systems CoMoSi bzw. $\text{Co}_3\text{Mo}_2\text{Si}$. Mit Ausnahme von Legierung T-401 weisen diese Legierungen ein übereutektisches Gefüge auf, mit einem Laves-Phasenanteil von 30–70 Vol.-%. Es bilden sich zunächst die primären Laves-Phasen, die in ein Eutektikum aus Mischkristall und sekundären Laves-Phasen eingebettet sind. Chrom wird zulegiert, um die Korrosionsbeständigkeit sowohl in der Matrix als auch in der Laves-Phase zu gewährleisten und den Mischkristall zu verfestigen. Molybdän steigert die Festigkeit bei hohen Temperaturen. Zusammen mit Silizium bildet es die Laves-Phasen aus, die die Verschleißbeständigkeit dieser Legierungen gewährleisten. Durch ein Zulegiere von Silizium werden die Laves-Phasen stabilisiert und selbst in binären Systemen, die keine Phasen des Systems AB_2 ausbilden, kann durch Silizium (ersetzt 25 % des B-Atoms) eine ternäre Phase $\text{A}_2\text{B}_3\text{Si}$ (eine Laves-Phase) gebildet werden. Dabei reicht in der Regel ein Siliziumgehalt von 3 % aus. Der maximale Kohlenstoffgehalt beträgt in der Regel weniger als 0,08 %, um eine Karbidbildung zu unterbinden. Die einzige Ausnahme bildet

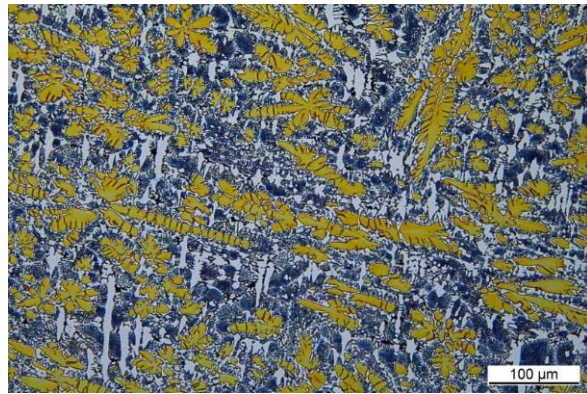
wiederum die Legierung T-401, die einen Kohlenstoffanteil von 0,2 % hat. Die Härte der Laves-Phase beträgt etwa 1100 HV und es handelt sich bei dieser Phase um eine kongruent schmelzende, welche bis zu ihrem Schmelzpunkt von 1560 °C stabil ist [15, 16, 20–22, 50, 101–103, 105–107].

Die Legierung T-700 hat eine Nickelbasis und bildet, ebenfalls durch die Anwesenheit von Silizium, die Lavesphasen NiMoSi bzw. $\text{Ni}_3\text{Mo}_2\text{Si}$, welche hexagonal (MgZn_2) und dihexagonal (MgCu_2) sein können. Im Gegensatz zu den kobaltbasierten Tribaloy-Legierungen ist in dieser Legierung der Chromgehalt höher, so dass eine bessere Oxidations- sowie Korrosionsbeständigkeit vorliegt. Der primäre Laves-Phasenanteil beträgt 40–60 %, die eutektische Temperatur 1224 °C [22, 108].

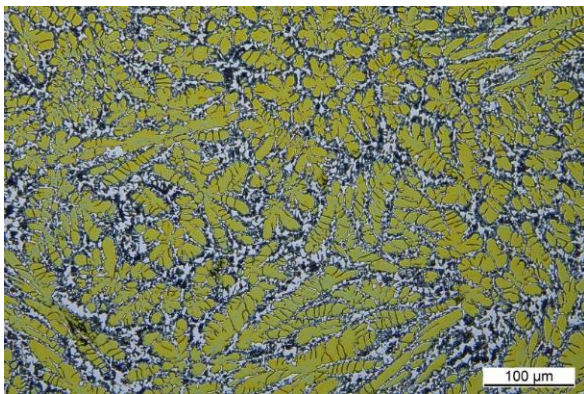
In Abbildung 5.1 sind Gefüge typischer Tribaloy-Legierungen dargestellt. Insbesondere beim T-400 und T-800 sind die primär ausgebildeten Laves-Phasen zu erkennen. Das Eutektikum ist lamellar ausgebildet. Der T-700 enthält ebenfalls primär ausgeschiedene Laves-Phasen. Das Eutektikum hingegen liegt ungeordnet vor [108].



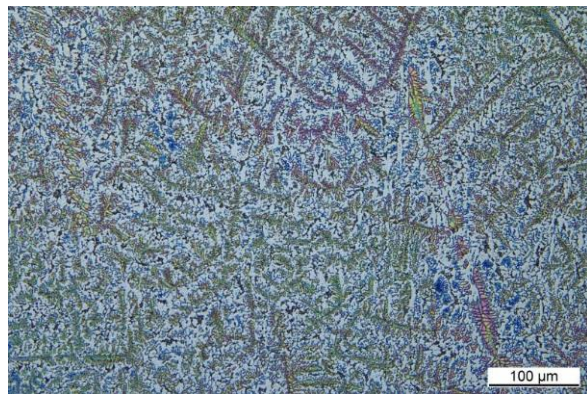
T-400



T-401



T-800



T-700

Abbildung 5.1: Gefüge typischer Tribaloy-Legierungen (Kontrastierung: Adler, Murakami, V2A + Murakami)

Für eine Einordnung der abrasiven Verschleißbeständigkeit wurden die Legierungen T-400, T-400C, T-800 und T-700 im geschweißten Zustand im Millertest (Versuchsbeschreibung siehe Kapitel 7.5.1) untersucht, Abbildung 5.2. Wie in der Literatur beschrieben, haben die Legierungen T-800 und T-700 ähnliche Verschleißbeständigkeiten [20]. Der T-400 weist insgesamt den höchsten Verschleißabtrag auf.

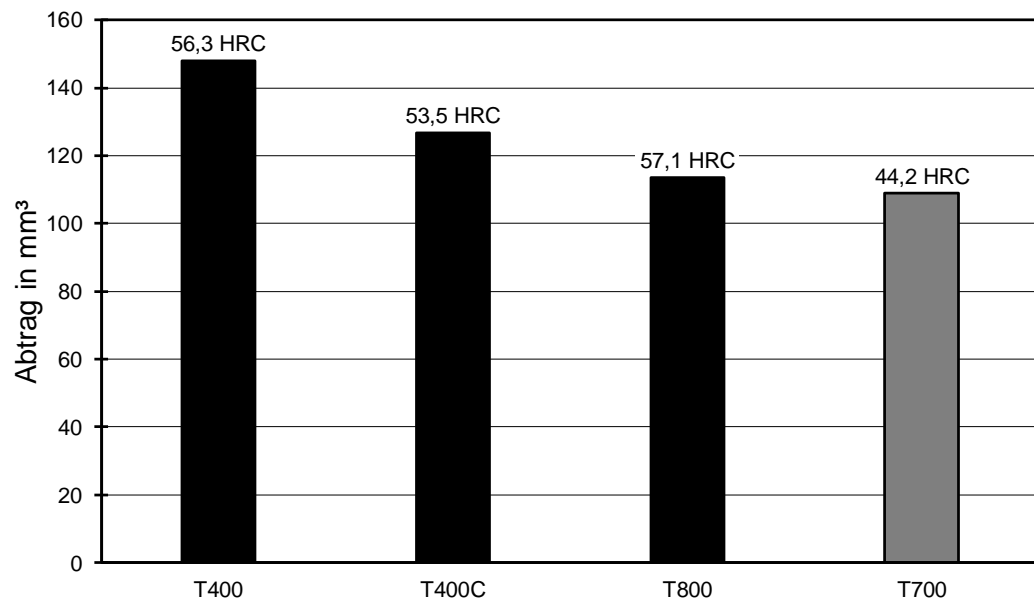


Abbildung 5.2: Abrasionsbeständigkeit im Millerversuch (Versuchsbeschreibung siehe Kapitel 7.5.1)

Die Adhäsionsbeständigkeit wurde im Stift-Rolle-Versuch (Versuchsbeschreibung Kapitel 7.5.2) ebenfalls im geschweißten Zustand untersucht, Abbildung 5.3. Als Rollenwerkstoff wird ein 100Cr6 (1.3505) verwendet. In schwarz ist der Abtrag des Rollenwerkstoffs und in grau der Abtrag der Stiftwerkstoffe dargestellt. Auffällig ist, dass für alle drei Werkstoffpaarungen der Rollenabtrag nahezu identisch ist. Obwohl der Stiftabtrag des Werkstoffs T800 am geringsten ist, wird hierbei der größte Reibwert erhalten.

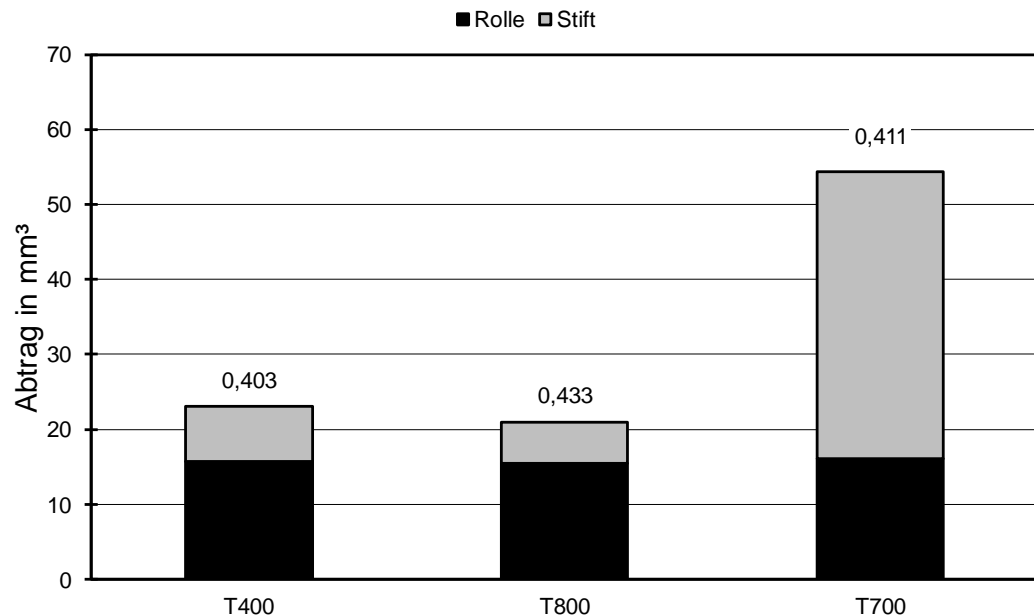


Abbildung 5.3: Adhäsionsbeständigkeit im Stift-Rolle-Versuch (Versuchsbeschreibung siehe Kapitel 7.5.2)

Das Hauptanwendungsgebiet dieser Legierungen liegt dort, wo neben einer guten Verschleißbeständigkeit auch eine gute Korrosionsbeständigkeit gefordert wird. Des Weiteren können die Legierungen dann eingesetzt werden, wenn außerdem noch eine Oxidationsbeständigkeit sowie ausreichende Festigkeit bei hohen Temperaturen nötig ist. Beispiele für die Anwendung sind Ventilsitzringe oder Schieberbuchsen [16, 106].

5.3 Eisenbasierte Legierungen

Bereits 2003 gab es Bestrebungen von [17], intermetallische Hartlegierungen auf Eisenbasis herzustellen. Diese wurden als Tribaloy T-500-1 und T-500-2 bezeichnet und enthielten 40 bzw. 60 % Volumenanteil Laves-Phasen. Es wurden Untersuchungen zum „Fressen“ durchgeführt. Als Fressen werden lokale Mikroverschweißungen bezeichnet, die durch Adhäsion unter einer zu hohen Flächenpressung bedingt sind. Weitere Ursachen hierfür sind zu große Oberflächenrauheiten und mangelnde Schmierung der Reibpartner [93]. Um die Neigung einer Materialpaarung zum Fressen zu bestimmen, wurde ein Versuch verwendet, bei dem zwei zylindrische Proben unter einer Normalkraft gekreuzt gegeneinander bewegt werden. Eine der Proben ist dabei feststehend. Die durchgeführten Versuche wurden im Vergleich zu einem T-400 gesetzt, der einen Laves-Phasenanteil von 50 % hatte. Insgesamt wurde jedoch gezeigt, dass der bereits etablierte T-400 die besten Eigenschaften beim Widerstand gegen Fressen aufwies [17].

Für die intermetallischen Verschleißschutzlegierungen auf Eisenbasis bietet es sich an, Legierungselemente zu nehmen, die als Karbidbildner dienen. Als Karbidbildner fungieren die Elemente Chrom, Wolfram, Molybdän, Vanadium, Niob und Titan [109]. Laves-Phasen des Typs $MgZn_2$ bilden jedoch nur die Zweistoffsysteme Eisen-Wolfram, Eisen-Titan, Eisen-Molybdän und Eisen-Niob aus [23]. Die im folgenden vorgestellten Legierungssysteme sind zunächst in einem konventionellen Hochtemperatur-ofen gießtechnisch hergestellt worden, um zu überprüfen, ob eine Legierungsbildung mit den ausgewählten Legierungselementen möglich ist. Aufgrund des hohen Schmelzpunkts von Wolfram und der damit verbundenen Aufschmelzproblematik beim Gießen und Schweißen wird dieses System nicht weiter betrachtet. Das System Eisen-Niob hat in vorangegangenen Gieß- und Schweißversuchen gezeigt, dass es nicht ohne weiteres verarbeitbar ist, da es insbesondere beim Schweißen zu einer starken Porenbildung im Schweißgut kam. Die Gießversuche zeigten, dass sich die eingesetzten Zusatzwerkstoffe teilweise nicht aufschmelzen ließen. Aus diesen Gründen wird das System Eisen-Niob ebenfalls nicht weiter betrachtet.

Das Zweistoffsystem Eisen-Titan, Abbildung 5.4, bildet die hexagonale Laves-Phase $TiFe_2$ des Typs $MgZn_2$ aus. Die kongruent schmelzende Verbindung hat ihren Schmelzpunkt bei 1427 °C bei einem Titangehalt von ca. 30 Gew.-%. Zwischen 600 °C und 1400 °C erfolgen keine polymorphen Umwandlungen. Der Homogenitätsbereich der Laves-Phase bei 1200 °C liegt zwischen 23–31 Gew.-%. Das System weist weiterhin ein Eutektikum bei einem Titangehalt von 14 Gew.-% mit der Schmelztemperatur 1289 °C auf [110–113].

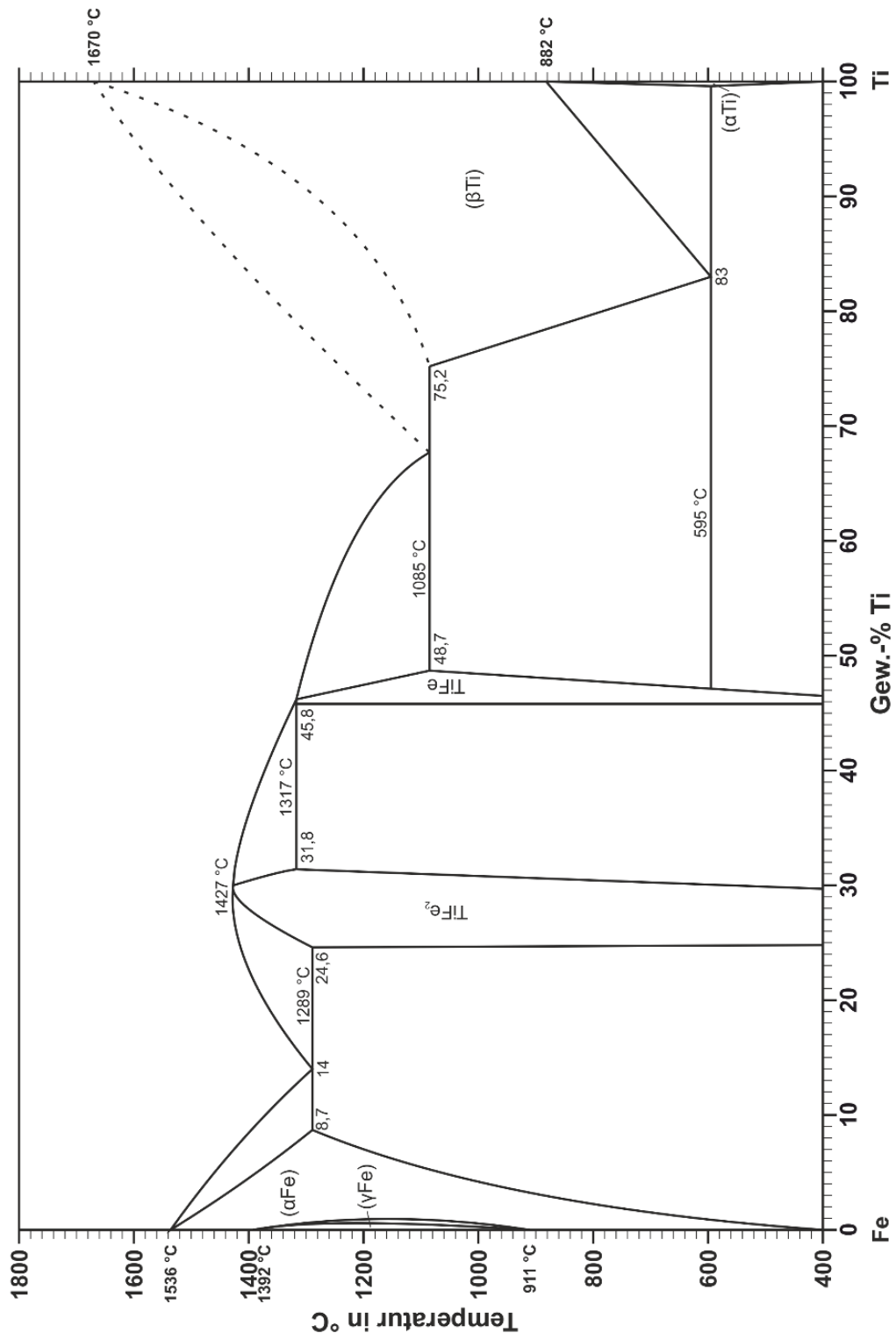


Abbildung 5.4: Phasendiagramm Eisen-Titan in Anlehnung an [110, 111]

Das Zweistoffsystem Eisen-Molybdän bildet ebenfalls eine Laves-Phase aus, [Abbildung 5.5](#). Dies ist die Phase λ (Fe_2Mo) des Typs MgZn_2 , welche bei einem Molybdän-gehalt von ca. 46 Gew.-% vorliegt. Bei dieser Phase handelt es sich um einen Peritektoid, der sich aus Ferrit und der Phase μ (Fe_7Mo_6) bildet, und somit ebenfalls um eine intermetallische Verbindung.

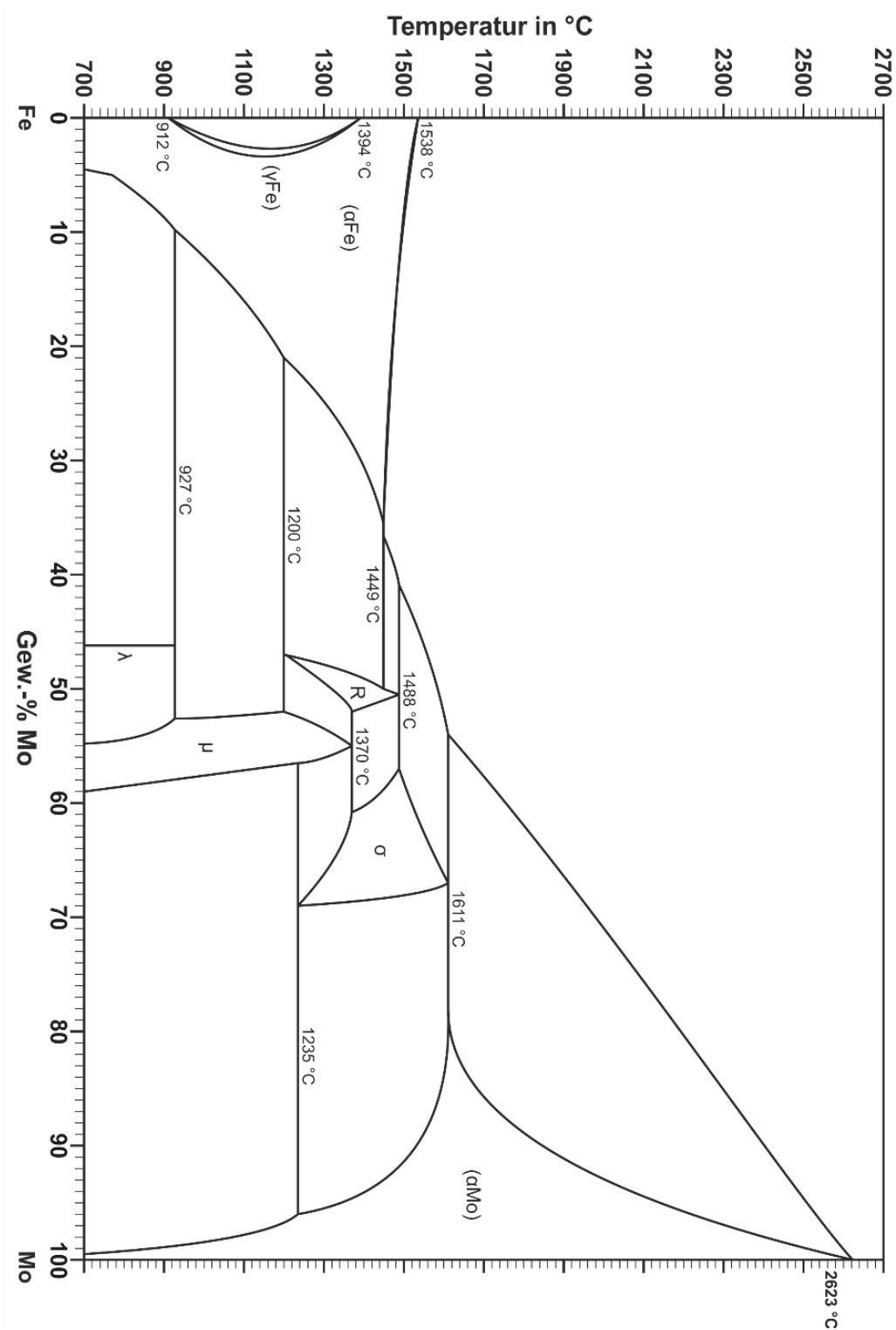


Abbildung 5.5: Phasendiagramm Eisen-Molybdän in Anlehnung an [110, 111]

6 Erarbeitung grundsätzlicher Zusammenhänge

In eigenen Voruntersuchungen sind bereits eisenbasierte intermetallische Hartlegierungen im gegossenen Zustand untersucht worden [62, 114–116]. Dabei wurde vor allem untersucht, welche Gefüge sich ausbilden und welche Verschleißbeständigkeiten hinsichtlich Abrasion und Adhäsion vorliegen.

In Abbildung 6.1 ist das Gefüge einer gegossenen Eisen-Titan-Legierung mit 12 Gew.-% Titan (FeTi12) dargestellt. Die Struktur ähnelt den kobaltbasierten Tribaloy-Legierungen. Da das Eutektikum im Legierungssystem Eisen-Titan bei 14 Gew.-% Titan liegt, handelt es sich hierbei um eine untereutektische Legierung. Die dendritisch erstarrten hellen Bereiche stellen die Eisenmatrix dar. Das netzförmig erstarrte Eutektikum besteht aus der intermetallischen Phase Fe_2Ti sowie der Metallmatrix. Die Phasenanteile Eisen und Laves-Phase liegen nach dem Hebelgesetz zu gleichen Teilen vor.

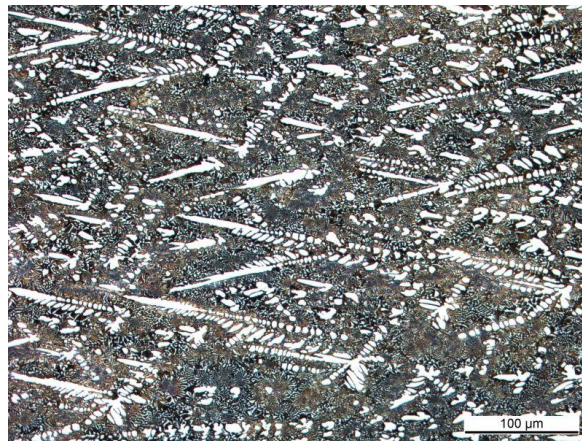


Abbildung 6.1: Gefüge einer gegossenen Eisen-Titan-Legierung mit 12 Gew.-% Titan (FeTi12; Kontrastierung: Adler)

Abbildung 6.2 zeigt die Gefüge gegossener Eisen-Molybdän-Legierungen mit 20 (FeMo20) bzw. 30 Gew.-% (FeMo30) Molybdän. Bei diesen Legierungen handelt es sich ebenfalls um untereutektische Legierungen. Die Eisenmatrixen erstarren dendritisch, die Laves-Phase findet sich in der eutektisch erstarrten Restschmelze. Die Phasenanteile für die Legierung mit 20 Gew.-% Molybdän betragen nach Hebelgesetz 66,9 % Eisen und 33,1 % Fe_2Mo , sowie für die Legierung mit 30 Gew.-% Molybdän 42,6 % Eisen und 57,4 % Fe_2Mo .

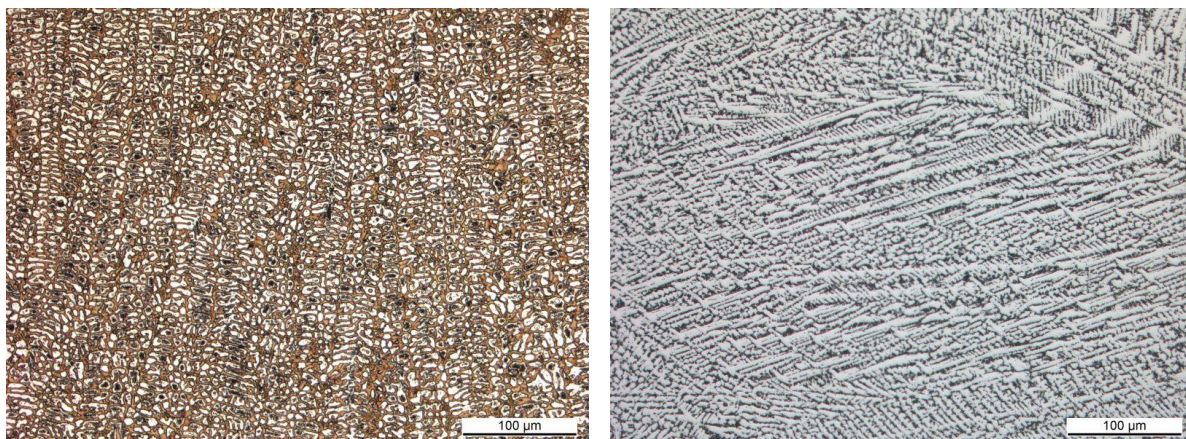


Abbildung 6.2: Gefüge gegossener Eisen-Molybdän-Legierungen, mit 20 Gew.-% Molybdän (FeMo20, links) und 30 Gew.-% (FeMo30, rechts) Molybdän (Kontrastierung: Adler, V2A + Murakami)

Weiterhin wurde noch eine Legierung aus Eisen, Titan und Molybdän hergestellt, die Legierung Ti10Mo10. Das Gefüge dieser Legierung, Abbildung 6.3, ähnelt dem der Legierung FeTi12. Die genauen Zusammensetzungen dieser Legierungen können Kapitel 8 entnommen werden.

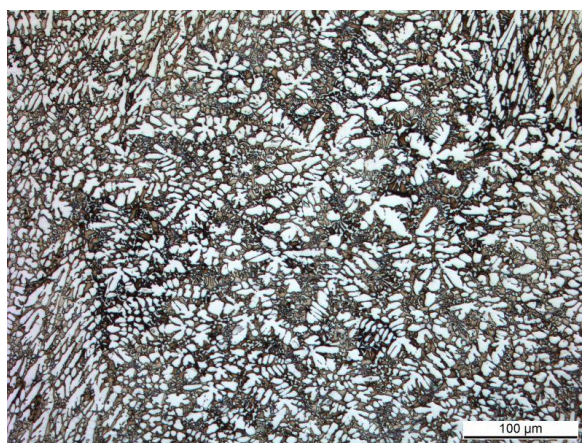


Abbildung 6.3: Gefüge einer gegossenen Eisen-Titan-Molybdän-Legierung (Ti10Mo10; Kontrastierung: Adler)

Für die Ermittlung der abrasiven Verschleißbeständigkeit wurde der Millertest nach ASTM G75 (Versuchsbeschreibung siehe Kap. 7.5.1) angewendet, Abbildung 6.4. Als Vergleichswerkstoff wurde der Werkstoff Co-Alloy 12 genommen.

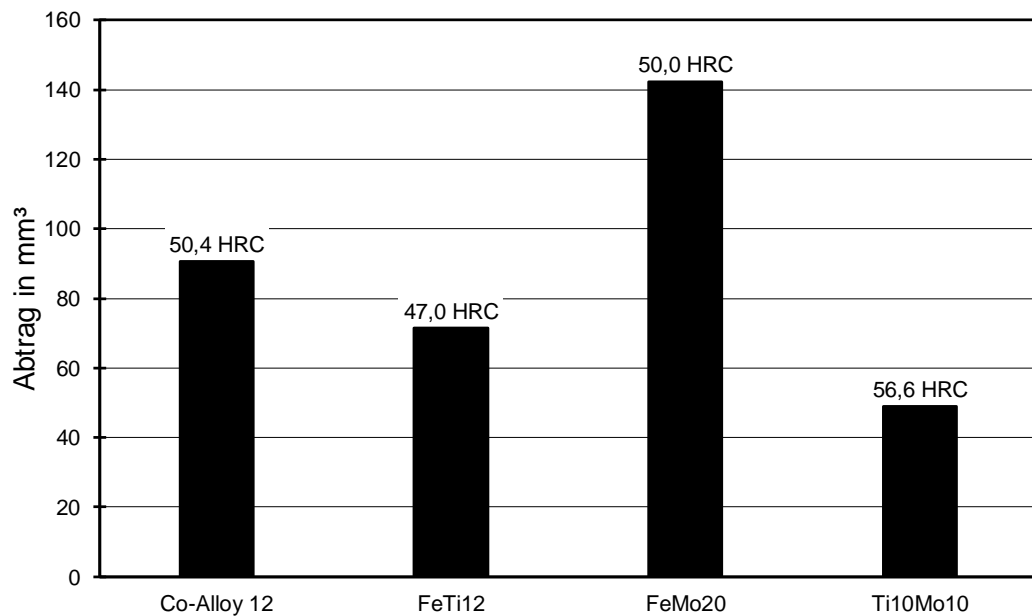


Abbildung 6.4: Ergebnisse der Vorversuche im Millertest nach ASTM G75 [114]

Das Diagramm zeigt, dass sich die Verschleißbeständigkeit beim Einsatz einer Eisen-Titan bzw. Eisen-Titan-Molybdän-Legierung gegenüber der Legierung Co-Alloy 12 verbessert. Die Eisen-Molybdän-Legierung zeigt das schlechteste Abrasionsverhalten in diesem Test. Die Legierung FeMo30 konnte hier nicht untersucht werden, da die gegossenen Proben ein sehr sprödes Werkstoffverhalten aufwiesen und so keine Probenahme nach Norm vorgenommen werden konnte [114].

Weiterhin wurde das adhäsive Verschleißverhalten im nicht genormten Stift-Rolle-Test (Versuchsbeschreibung siehe Kap. 7.5.2) einem Co-Alloy 12 gegenüber gestellt, Abbildung 6.5. Hierbei zeigt die Legierung FeMo30 insgesamt die beste Verschleißbeständigkeit, allerdings weisen auch die Legierungen FeTi12 und Ti10Mo10 sehr geringe Abträge am Stift auf [115].

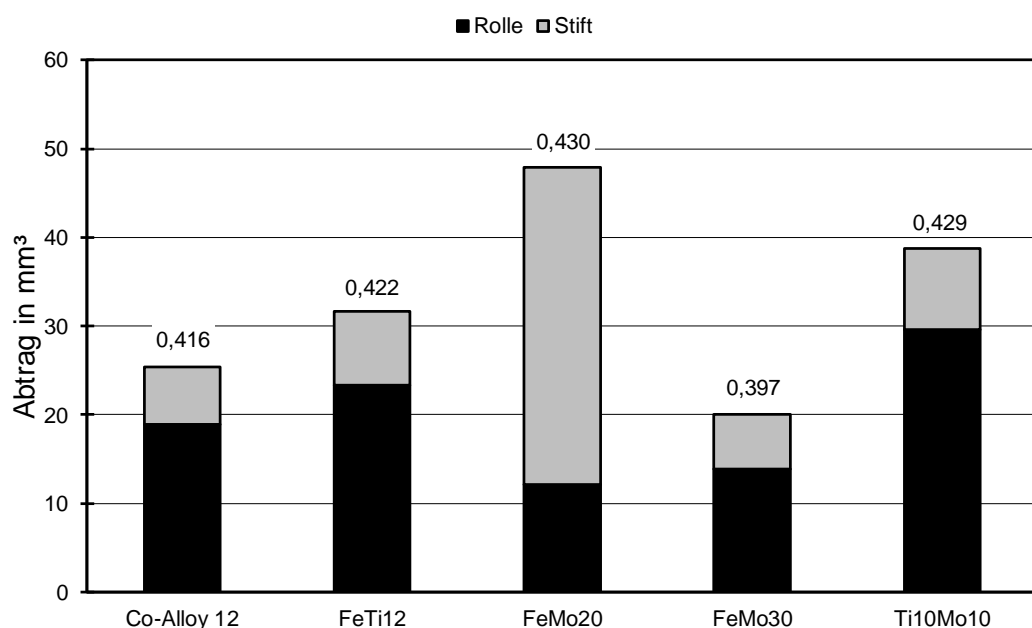


Abbildung 6.5: Ergebnisse der Vorversuche im Stift-Rolle-Test [115]

Diese Ergebnisse zeigen, dass es sinnvoll ist, eisenbasierte intermetallische Hartlegierungen als Ersatzlegierungen für Kobaltbasislegierungen herzustellen. Aufgrund der Erkenntnisse aus den gegossenen Werkstoffen sind im Rahmen dieser Dissertation Schweißungen mit Hilfe des Plasma-Pulver-Auftragschweißens durchgeführt worden.

7 Werkstoffherstellung und Prüftechnik

Die gegossenen bzw. geschweißten Schichten werden zunächst metallographisch und anschließend auf ihre Verschleißbeständigkeit hin untersucht. Dafür werden die folgend beschriebenen Prüftechniken angewendet.

7.1 Einsatzstoffe und Werkstoffherstellung

Die verwendeten Laves-Phasenbildner Titan, Niob und Molybdän weisen vergleichsweise hohe Schmelztemperaturen auf, Tabelle 7.1. Aus diesem Grund werden für die Legierungsherstellung Vorlegierungen, sogenannte Ferrolegierungen, eingesetzt, da diese einen niedrigeren Schmelzpunkt besitzen. Als reine Komponenten werden ausschließlich Nickel, Chrom und Eisen verwendet.

Tabelle 7.1: Schmelzpunkte der verwendeten Laves-Phasenbildner [10, 111, 113]

Legierungselement	Schmelzpunkt in °C
Titan	1668
Niob	2469
Molybdän	2620

In Tabelle 7.2 sind die chemischen Zusammensetzungen der verwendeten Vorlegierungen aufgeführt. Die Hauptlegierungselemente sind innerhalb ihrer Grenzen angegeben, alle anderen Bestandteile mit ihrem Maximalgehalt. Die chemischen Zusammensetzungen der Ferrolegierungen sind jeweils genormt und können [117] entnommen werden. Dort werden ebenfalls die zugehörigen Normen aufgeführt.

Tabelle 7.2: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Vorlegierungen in Gew.-% [117]

	Ti	Mo	Nb	Si	Al	C	P	S	Cu	Mn	Fe
FeTi30	28–32	-	-	4,0	4,5	0,1	0,05	0,06	-	1,5	Rest
FeMo70	-	60–75	-	1,0	-	0,1	0,1	0,1	0,5	-	Rest
FeNb65	-	-	63–68	-	-	-	-	-	-	-	Rest
FeSi75	-	-	-	73–79	1–2	0,1	0,05	-	-	-	Rest

Die in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffsysteme sind mit Hilfe des Plasma-Pulver-Auftragschweißens (PPA) verarbeitet worden. Dieses Verfahren bietet sich an, da bereits geringe Pulvermengen der Legierungen ausreichen, um eine Schichtqualifizierung vornehmen zu können. Für die Schweißungen wurde eine Plasma-Pulver-Anlage der Firma Hettiger verwendet. Diese kann maximale Ströme von 600 A für den Hauptlichtbogen und 200 A für den Pilotlichtbogen zur Verfügung stellen. Die maximal erreichbare Vorschubgeschwindigkeit beträgt 500 mm/min. Für das Aufbringen der Beschichtungen wurde ein PPA-Brenner des Typs DURMAT PT400 AUT verwendet [47].

Die Vergleichswerkstoffe werden nach Herstellerangaben verschweißt. Für die intermetallischen, eisenbasierten Legierungen können die Schweißparameter Tabelle 7.3 entnommen werden. Aufgrund der hohen Sauerstoffaffinität des Titans wurden alle intermetallischen Legierungen unter Verwendung einer Schleppgasdüse geschweißt, so dass das erstarrende Schweißgut jederzeit von einem Argon-Schutzgasmantel umgeben war. Des Weiteren wurde als Schutz-, Plasma- und Fördergas ebenfalls ausschließlich Argon verwendet, um eventuelle Wechselwirkungen mit Gasanteilen ausschließen zu können.

Tabelle 7.3: Schweißparameter der eisenbasierten, intermetallischen Hartlegierungen (1) der Raupenschweißungen

	Eisen-Titan	Eisen-Molybdän	Titan-Molybdän
Schutzgas	Ar (12 L/min)		
Plasmagas	Ar (2,5 L/min)		
Fördergas	Ar (4 L/min)		
Schleppgas	Ar (30–35 L/min)		
Strom	220–230 A	210 A	240 A
Spannung	20 V		
Vorschub	90–100 mm/min	75 mm/min	75 mm/min
Pilotstrom	20 A		
Plasmaspannung	19 V		
Pendelbreite	18 mm		
Pendelfrequenz	0,58–0,63 Hz	0,53 Hz	0,53 Hz
Pulvermenge	61,0–70,6 g	38,8 g	38,8 g
Vorwärmtemperatur	400 °C		

Zunächst werden Pendelraupen auf Substratplatten (310 x 300 x 15 mm³) aus S355 geschweißt, die zuvor in einem Ofen vorgewärmt worden sind. Vor jeder Schweißung wurde die Oberflächentemperatur der Platte mit einem Thermometer überprüft und ggfs. mit einem Acetylen-Sauerstoff-Brenner wieder auf die geforderte Temperatur von 400 °C gebracht. Die Pendelraupen dienen zur Qualifizierung der Legierungen hinsichtlich ihres Gefüges und der Verschleißbeständigkeit bei Abrasion und Adhäsion.

Im Anschluss werden ausgewählte Legierungen durch das Plasma-Pulver-Auftragsschweißen auf Wellen geschweißt, um sie anschließend auf Adhäsionsverschleiß zu untersuchen. Als Grundwerkstoff wird ein 1.8550 verwendet, der auf 300 °C vorgewärmt wird. Für die Schweißungen wird ein Drehwerk verwendet und die Wellen haben einen Ausgangsdurchmesser von 46 mm. Die verwendeten Schweißparameter können Tabelle 7.4 entnommen werden. Aus den auftraggeschweißten Wellen werden im Anschluss Rollen gefertigt, die dann den Schneckenkörper im Stift-Rolle-Versuch simulieren sollen.

Tabelle 7.4: Schweißparameter der eisenbasierten, intermetallischen Hartlegierungen (2) der Wellenschweißungen

	Eisen-Titan	Eisen-Molybdän	Titan-Molybdän
Schutzgas	Ar (12 L/min)		
Plasmagas	Ar (2,5 L/min)		
Fördergas	Ar (4 L/min)		
Strom	190 A	180 A	200 A
Spannung	19 V		
Vorschub	10 mm/min		
Pilotstrom	20 A		
Plasmaspannung	19 V		
Drehgeschwindigkeit	0,248 m/min		
Pulvermenge	28,9 g	25,7 g	24,9 g
Vorwärmtemperatur	300 °C		

7.2 Metallographische Untersuchungen

Für die metallographischen Untersuchungen werden Proben mit Hilfe des funkenerosiven Trennens entnommen, um die Temperaturbeeinflussung des Werkstoffs weitestgehend zu reduzieren. Die Proben der geschweißten Werkstoffe werden ca. 20 mm vor dem Endkrater entnommen.

Zur Präparation der Schlitze werden die Werkstoffe zunächst eingebettet, geschliffen und dann poliert. Um die Gefüge besser kontrastieren zu können, werden sie in Abhängigkeit von der Legierung angeätzt. In Tabelle 7.5 und Tabelle 7.6 sind die in dieser Arbeit verwendeten Ätzmittel aufgeführt.

Tabelle 7.5: Verwendete Kontrastierungsmittel (Teil 1) [118]

Adler	Murakami
25 ml dest. Wasser 50 ml Salzsäure (32 %) 15 g Eisen(III)chlorid 3 g Diammoniumtetrachlorocuprat	100 ml dest. Wasser 5–10 g Kaliumhydroxid / Natriumhydroxid 5–10 g Kaliumferricyanid
V2A-Beize	Nital
200 ml dest. Wasser 200 ml Salzsäure (32 %) 20 ml Salpetersäure (65 %) 0,6 ml Vogel'sche Sparbeize	100 ml Ethanol (96 %) 1–10 ml Salpetersäure (65 %)

Tabelle 7.6: Verwendete Kontrastierungsmittel (Teil 2) [118]

Beraha II	Beraha III
<p>Stammlösung:</p> <p>40 g Ammoniumhydrogenbifluorid 800 ml dest. Wasser 400 ml Salzsäure (32 %)</p> <p>Ätzmittel:</p> <p>100 ml Stammlösung Beraha II 1 g Kaliumdisulfit</p>	<p>Stammlösung:</p> <p>50 g Ammoniumhydrogenbifluorid 600 ml dest. Wasser 400 ml Salzsäure (32 %)</p> <p>Ätzmittel:</p> <p>100 ml Stammlösung Beraha III 1 g Kaliumdisulfit</p>

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen erfolgen an einem CTR6 LED der Firma Leica. Mit Hilfe der Software IMS Client V18Q2 der Firma Imagic Bildverarbeitung AG können Phasenanalysen an den Gefügen erstellt werden. Die REM-Aufnahmen sowie EDX (Energiedispersive Röntgenspektroskopie) -Analysen werden auf einem CamScan der Serie 4 der Firma Cambridge durchgeführt. Neben der Darstellung des Gefüges wird weiterhin die Härte der geschweißten Proben ermittelt. Dafür werden an den Verschleißproben auf der Prüffläche jeweils drei Eindrücke nach dem Verfahren Rockwell mit der Härteskala C eingebracht. Für diese Messungen wird ein Härteprüfer der Firma Wolpert verwendet.

7.3 Strukturbestimmung

Die Strukturbestimmung der Laves-Phasen wird mit Hilfe der Röntgendiffraktometrie durchgeführt. Durch die Bestrahlung einer Oberfläche (pulverförmiger oder fester Werkstoff) mit monochromatischer Röntgenstrahlung kommt es zu Wechselwirkungen mit den Elektronen des Prüflings. Als Folge treten Beugungserscheinungen auf, die mit einem Röntgendetektor erfasst werden. Dieser wird unter einem Winkel von 2θ über die Probe bewegt, um alle gebeugten Strahlen zu detektieren. Durch das entstehende Beugungsmuster (Diffraktogramm) kann anhand der darin enthaltenen Peaks die Kristallstruktur der Substanz eindeutig bestimmt werden [23, 119].

Für die Untersuchungen wird das Gerät EMPYREAN der Firma Malvern Panalytical unter Nutzung einer Kupferanode verwendet. Der abgetastete Winkelbereich liegt zwischen 5 und 140° .

7.4 Dichtebestimmung

Die Dichte für die gravimetrische Normierung der Proben wird mit Hilfe eines Pyknometers nach Hubbard bestimmt. Nach [120] wird das Pyknometer nach Hubbard nur für Bitumen und Spachtelmassen eingesetzt, allerdings besitzt diese Pyknometerart eine weite Halsöffnung, so dass auch größere Proben getestet werden können. Für

die Ermittlung der Dichte wird destilliertes Wasser verwendet. Ist die Masse des Pyknometers mit und ohne Wasser sowie die Masse mit enthaltener Probe bekannt, so kann mit der folgenden Formel die Dichte eines Werkstoffs bestimmt werden.

$$\rho_{\text{Schicht}} = \rho_{\text{Wasser}} \cdot \frac{m_{\text{Schicht}}}{m_1 + m_{\text{Schicht}} - m_{\text{Gesamt}}}$$

Dabei sind:

ρ_{Schicht} :	Dichte der Schicht in g/cm ³
ρ_{Wasser} :	temperaturabhängige Dichte des destillierten Wassers in g/cm ³
m_{Schicht} :	Masse der Probe in g
m_1 :	Masse des mit Wasser befüllten Pyknometers in g
m_{Gesamt} :	Masse des mit Wasser und der Probe befüllten Pyknometers in g

Die Temperatur der verwendeten Flüssigkeit hat bei der Dichtebestimmung einen großen Einfluss. In der dazugehörigen Norm (DIN EN ISO 2811-1) wird eine Temperatur von $23 \pm 0,5$ °C vorgeschrieben. Es können jedoch auch Untersuchungen bei anderen Temperaturen durchgeführt werden. Wichtig ist hierbei, dass die der Temperatur entsprechende Dichte des Fluids verwendet wird [120].

7.5 Verschleißprüftechnik

Für die Überprüfung der Verschleißbeständigkeit der hergestellten sowie der bereits etablierten Legierungen werden zwei Verschleißprüfungen verwendet. Dabei stehen insbesondere die Verschleißmechanismen Abrasion, in diesem speziellen Fall die Dreikörperabrasion, sowie die Adhäsion im Vordergrund. Im Folgenden werden der Millertest nach ASTM G75 (Dreikörperabrasivverschleiß) und der Stift-Rolle-Test (adhäsiver Verschleiß) beschrieben.

7.5.1 Millertest nach ASTM G75

Um den Dreikörperabrasivverschleiß im Extruder abbilden zu können, wird der Millerversuch nach ASTM G75 verwendet. Dieser wurde ursprünglich entwickelt, um den Verschleiß in Rohren, welche Suspensionen transportieren, zu bestimmen. Mit Hilfe der sogenannten Millerzahl kann die Abrasivität verschiedener Suspensionen bestimmt und somit miteinander verglichen werden [121–124]. Dafür gibt [122] die chemische Zusammensetzung eines Stahls an, der für Pumpen in Rohrleitungen eingesetzt wird. Des Weiteren kann mit dem Millertest die SAR-Zahl berechnet werden. Sie ist ein Indikator für das Verschleißverhalten eines Werkstoffs in einer bestimmten Suspension. Wird die Suspension konstant gehalten und der Werkstoff geändert, so können die Werkstoffe über die SAR-Zahl hinsichtlich ihrer Verschleißbeständigkeit verglichen werden. Ist die ermittelte Millerzahl bzw. SAR-Zahl kleiner als 50, so wird die Suspension voraussichtlich nur einen geringen Verschleiß verursachen, größere Millerzahlen bewirken einen größeren abrasiven Verschleißangriff. Mit Hilfe dieser Zahlen

kann beispielsweise die Auslegung von Pumpen durchgeführt werden, wenn die Ab-
rasivität der verwendeten Suspension bekannt ist.

In diesem Versuch wird nach Norm eine Probe unter einer definierten Last von 22,24 N
oszillierend durch eine Abrasivsuspension gegen einen Gegenkörper aus Chloro-
prenkautschuk mit einer Geschwindigkeit von 20 m/min bewegt, Abbildung 7.1.

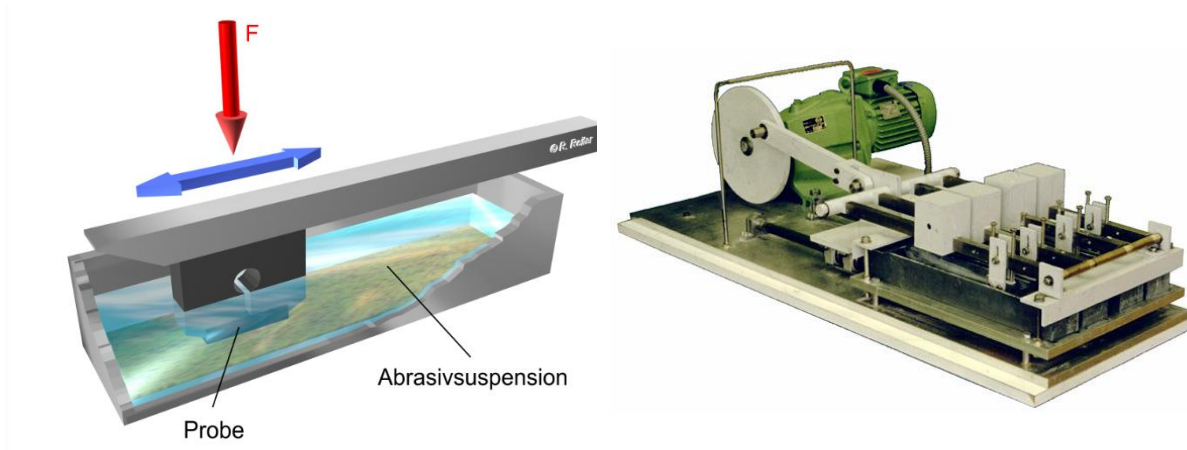


Abbildung 7.1: Darstellung des Millerversuchs schematisch (links), Prüfstand (rechts) (Bilder: R. Reiter)

Am Ende eines jeden Hubes wird die Probe angehoben, so dass sich zu jeder Zeit
Abrasivgutgemisch im Spalt zwischen Probe und Gegenkörper befindet. Die Weglänge
eines Hubes beträgt 200 mm. Insgesamt beträgt die Versuchsdauer sechs Stunden,
wobei nach jeweils zwei Stunden der Masseverlust der Proben gravimetrisch bestimmt
wird.

Nach [122] besteht die verwendete Suspension aus 150 g Feststoff und 150 g Flüs-
sigkeit. Standardmäßig wird am Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungs-
verfahren ein Edelkorund der Körnung F220 ($d_{50} = 57,5 \mu\text{m}$, [125]) für die Versuche
eingesetzt, Abbildung 7.2.



Abbildung 7.2: Edelkorund F220

In Tabelle 7.7 sind die Prüfbedingungen für den Millertest nach ASTM G75 zusam-
menfassend aufgeführt.

Tabelle 7.7: Prüfbedingungen Millertest nach ASTM G75

Anpresskraft	22,24 N
Geschwindigkeit	20 m/min
Weglänge eines Hubes	200 mm
Abrasivgut	Edelkorund F220, 150 g
Fluid	Wasser, 150 g
Versuchszeit	3 x 2 Stunden
Probengeometrie	12,7 x 25,4 mm
Oberfläche	geschliffen
Werkstoff Gegenkörper	Chloroprenkautschuk

7.5.2 Stift-Rolle-Test

Die adhäsive Verschleißbeständigkeit wird mit Hilfe des nicht genormten Stift-Rolle-Prüfstands des Instituts überprüft. Dabei wird eine quaderförmige Probe unter einer Last von 150 N gegen eine rotierende Rolle, mit einem Durchmesser von 50 mm, gepresst, Abbildung 7.3. Die Reibgeschwindigkeit beträgt in Anlehnung an das Tribosystem Extruderschnecke / Zylinder 2 m/s.

Um die im Versuch entstehende Reibungswärme so gering wie möglich zu halten und eine gleichbleibende Temperaturentwicklung zu realisieren, ist eine Druckluftkühlung integriert worden, die oberhalb von 175 °C den Prozess kühlen soll. Des Weiteren werden zwei Temperatursensoren eingesetzt. Die eine Temperaturmessung erfolgt mit Hilfe eines Infrarotsensors, der die Temperatur auf der Rollenoberfläche misst. Dieser Wert dient der Regelung der Druckluftkühlung. Der zweite Temperatursensor ist ein NiCr-Ni-Thermoelement des Typs K, welches in den Probenhalter des Stiftes integriert worden ist und somit die Temperaturentwicklung am Stift aufzeichnen kann.

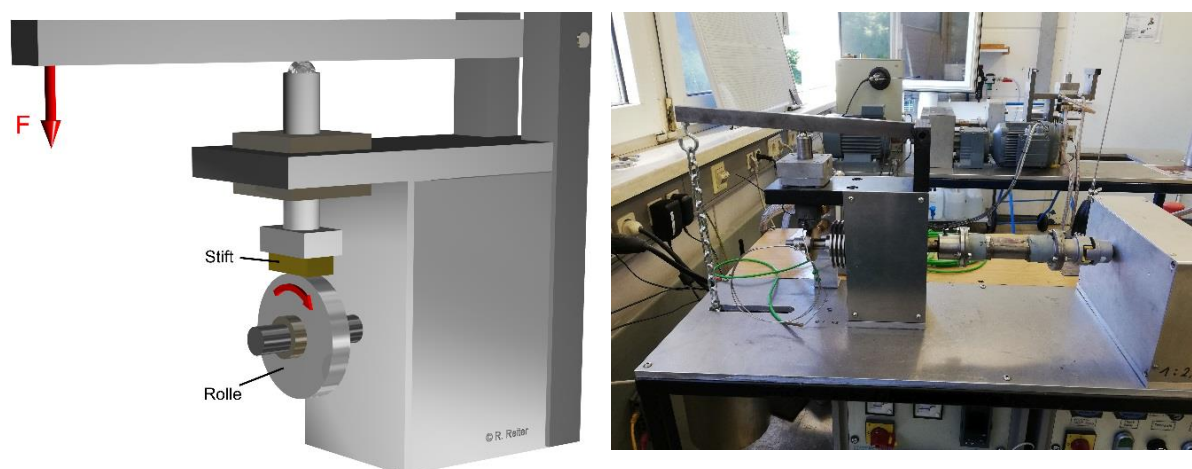


Abbildung 7.3: Schematische Darstellung des Stift-Rolle-Versuchs (links), Prüfstand (rechts) (Bilder: R. Reiter)

Die Versuche werden in zwei Kategorien unterteilt. Zum einen vergleichende Untersuchungen, wo es darum geht, die Adhäsionsbeständigkeit der Legierungen (Rauenschweißungen), die als Verschleißschutz der Extruderschnecken dienen sollen, zu ermitteln. Dafür wird als Rollenwerkstoff ein 100Cr6, Abbildung 7.4, eingesetzt. Normalerweise findet dieser Stahl bevorzugt als Wälzlagerstahl Verwendung und wird nicht in Schneckenmaschinen verwandt. Im Rahmen dieser Arbeit wird er dennoch eingesetzt, da er „neutrale“ Eigenschaften besitzt und sehr gut wärmebehandelbar ist. Unter „neutral“ wird in diesem Zusammenhang verstanden, dass der Werkstoff keinen Bezug zum Anwendungsgebiet Schneckenextruder besitzt und somit keinen Einfluss auf spätere Verschleißergebnisse in der Praxis besitzt. Der Vorteil bei der Verwendung eines Werkstoffs mit „neutralen“ Eigenschaften ist, dass eine Reihung der Adhäsionsbeständigkeit erstellt werden kann, die erstmal keinen Einfluss auf die Anwendung hat und somit ggfs. Legierungen bereits vernachlässigt werden können.

Der Einsatz eines gezielt für Schneckenmaschinen, und diesem Fall für den Schneckenzyylinder, relevanten Stahls ist in diesem Versuchsabschnitt nicht zielführend, da sich der adhäsive Verschleiß mit der untersuchten Werkstoffpaarung verändern kann. Es kann somit keine zuverlässige Aussage getroffen werden, wie die Beständigkeit gegen Adhäsion einer Legierung ist. Aus diesem Grund müssten mehrere Zylinderwerkstoffe gegen die Auftragschweißungen getestet werden und dies würde im Rahmen dieser Arbeit zu weit führen.



C	1,0
Cr	1,5
Si	0,3
Mn	1,5

Abbildung 7.4: Gefüge (links) und chemische Zusammensetzung in Gew.-% (rechts) des 100Cr6 [126]

Um dennoch einen Bezug zu den Schneckenmaschinen herzustellen, werden in einem zweiten Schritt ausgewählte Legierungen (Wellenschweißungen) exemplarisch gegen einen nitrierten 1.8550 getestet. Dafür wird das Tribosystem „angepasst“ und dem Anwendungsfall Extruderschnecke / Zylinder angenähert. Die Auftragschweißungen erfolgen auf Wellen, aus denen Rollen gefertigt werden, wodurch diese der Extruderschnecke gleichgesetzt werden können. Die nitrierten 1.8550-Proben werden als Stifte verwandt und sollen den Zylinder darstellen. Diese Proben sind bei einer Temperatur von 515 °C für insgesamt 168 Stunden nitriert worden. Die Nitrierhärtetiefe beträgt 0,8 mm.

Während des Versuchs wird der Reibwert der Metall-Metall-Paarung aufgezeichnet. Dies geschieht mit Hilfe eines Dehnungsmessstreifens, der das Drehmoment der antreibenden Welle misst. Anhand der folgenden Formel kann der Reibwert berechnet werden:

$$\mu = \frac{M}{r \cdot F_N}$$

Mit:

M: Drehmoment in Nm

r: Radius der Rolle in m

F_N : Normalkraft in N

Tabelle 7.8 gibt die Prüfbedingungen wieder, mit denen die Stift-Rolle-Versuche (SRZ) durchgeführt worden sind. Um einen Einfluss durch die Oberflächenrauheit auszuschließen, werden alle Proben (Rollen und Stifte), außer die nitrierten Stifte, im geschliffenen Zustand untersucht.

Tabelle 7.8: Prüfbedingungen Stift-Rolle-Versuche

Anpresskraft	150 N
Reibgeschwindigkeit	2 m/s
Versuchszeit	3 Stunden
Probengeometrie	12,7 x 25,4 mm
Werkstoff Rolle	100Cr6
Härte Rolle	ca. 60 HRC
Rollendurchmesser	50 mm
Rollendicke	8 mm
Druckluftkühlung	175 °C
Oberfläche der Prüfpartner	geschliffen

Zur Ermittlung des Temperatur-, Reibgeschwindigkeits- und Anpresskrafteinflusses wurden weiterhin diese Parameter wie folgt variiert:

Temperatur: 50 °C, 200 °C, 300 °C

Reibgeschwindigkeit: 0,5 m/s, 1,0 m/s, 1,5 m/s

Anpresskraft: 100 N

8 Verwendete Werkstoffsysteme

Im Rahmen dieser Arbeit werden die Werkstoffsysteme Eisen-Titan (FeTi) und Eisen-Molybdän (FeMo) untersucht. Des Weiteren werden noch Legierungszusammensetzungen des Systems Eisen-Titan-Molybdän (TiMo) hergestellt und analysiert. Die in den Ergebnissen aufgeführten Vergleichswerkstoffe sind bereits in den Kapiteln 3.2.1, 3.2.2 sowie 5.2 beschrieben worden. Die Legierungszusammensetzung der einzelnen Legierungen wird in den folgenden Unterkapiteln angegeben. Standardmäßig werden alle Legierungen mit 15 % Chrom, 5 % Nickel und 3 % Silizium legiert, so dass lediglich der Eisen- und Titangehalt variiert wird. Der Siliziumgehalt wird in Anlehnung an Untersuchungen der Tribaloy-Legierungen [22, 108] ausgewählt.

8.1 Eisen-Titan-Legierungen

Die Legierungszusammensetzung der untersuchten Eisen-Titan-Legierungen sind in Tabelle 8.1 aufgeführt. Die Nomenklatur richtet sich nach dem Basiselement Eisen und der Angabe von Titan und dessen Gehalt in Gew.-%.

Tabelle 8.1: Chemische Zusammensetzung der Eisen-Titan-Legierungen in Gew.-%

	Fe	Cr	Ti	Ni	Si
FeTi6	bal.	15,0	6,0	5,0	3,0
FeTi8	bal.	15,0	8,0	5,0	3,0
FeTi12	bal.	15,0	12,0	5,0	3,0
FeTi14	bal.	15,0	14,0	5,0	3,0
FeTi16	bal.	15,0	16,0	5,0	3,0
FeTi20	bal.	15,0	20,0	5,0	3,0

Mit Hilfe der Software Thermo-Calc 2019a können die Phasen berechnet werden, die sich aufgrund der chemischen Zusammensetzung ausbilden sollten, Abbildung 8.1.

BCC_A2#1 stellt eine chromreiche und BCC_A2#2 eine eisenreiche Phase dar, beide mit kubisch-raumzentrierter Struktur. Dadurch kann bei der eisenreichen Phase davon ausgegangen werden, dass es sich um Ferrit handelt, dies würde auch dem Phasendiagramm (Abbildung 5.4) entsprechen. Die sich ausbildende Laves-Phase entspricht dem Typen C14 und bildet somit die gewünschte $MgZn_2$ -Struktur aus. Während die Volumenanteile der Phasen BCC_A2#1, Fe_2SiTi sowie Ni_3Ti über die gewählten Titananteile nahezu konstant bleiben, sinkt der Volumenanteil der Phase BCC_A2#2 zugunsten des Volumenanteils der Laves-Phase mit steigendem Titangehalt. Aufgrund dieser Ergebnisse müsste somit der Anteil der Eisenmatrix bei der Legierungsbildung sinken und der Laves-Phasenanteil steigen.

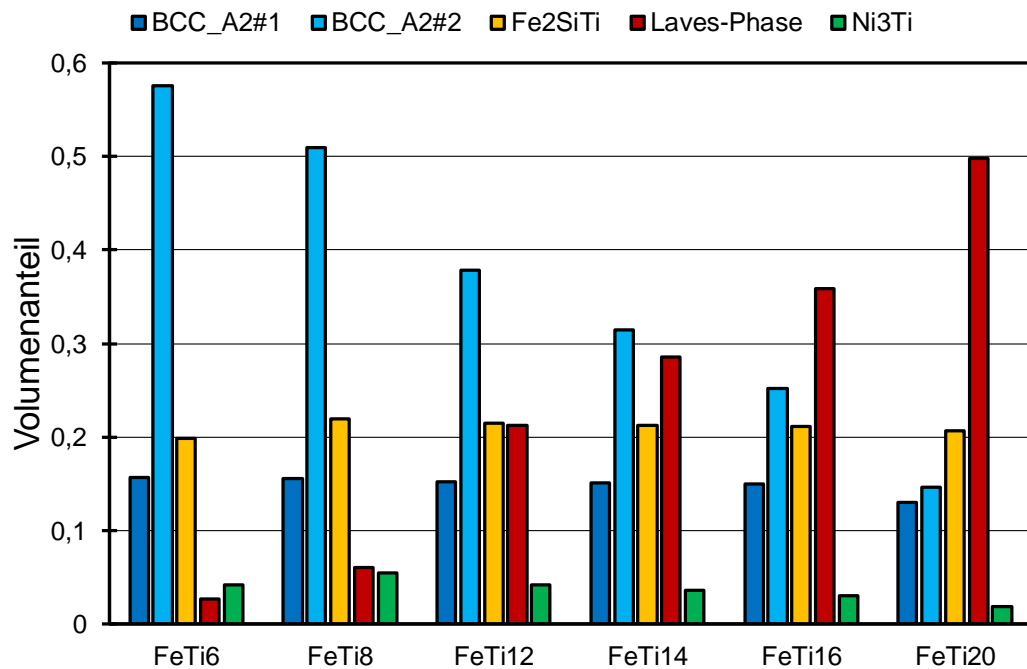


Abbildung 8.1: Phasenanteile der Eisen-Titan-Legierungen (berechnet mit Thermo-Calc)

Die Legierungssysteme FeTi6 und FeTi8 bilden sich im System Eisen-Titan links von der Eutektikalen (8,7 - 24,6 Gew.-% Titan) aus. Laut Berechnung mit Thermo-Calc 2019a weist die Legierung FeTi6 die Laves-Phase Ti_2Ni_3Si auf, die ebenfalls dem Typen $MgZn_2$ entspricht. Die übrigen Legierungen bilden alle eine Laves-Phase aus, die als C14 bezeichnet wird und somit Fe_2Ti sein sollte. Die Legierung FeTi12 sollte ein untereutektisches Gefüge aufweisen. FeTi14 entspricht der chemischen Zusammensetzung nach dem Eutektikum des Systems Eisen-Titan. Die beiden Legierungen FeTi16 und FeTi20 weisen ein übereutektisches Gefüge auf.

Jede dieser Legierungen ist schweißtechnisch mit Hilfe des Plasma-Pulver-Auftragsschweißens hergestellt worden. Die entsprechenden Gefüge sind in [Abbildung 8.2](#) dargestellt.

Das Gefüge der Legierung FeTi6 ist hauptsächlich ferritisch. In der Mitte der Körner weist das Gefüge weiterhin nadelige Ausscheidungen auf. Dies ist insbesondere auf den REM-Aufnahmen ersichtlich, [Abbildung 8.3](#). Laut EDX-Analyse bestehen diese Nadeln hauptsächlich aus Titan, Chrom und Eisen mit einem Hauptanteil von Eisen.

Das Gefüge der Legierung FeTi8 lässt sich ebenfalls mit Hilfe der REM-Aufnahme besser beschreiben. Bei den in [Abbildung 8.3](#) dargestellten dunklen Bereichen handelt es sich um die eisenreiche Matrix, die dendritisch erstarrt ist. In diese ist Chrom eingelagert. Des Weiteren ist eine eutektisch erstarrte Struktur erkennbar, die aus Eisen, Chrom und Titan besteht. Diese entsteht dadurch, dass bei der Abkühlung die Legierung mit 8 Gew.-% Titan noch die Phasengrenze zwischen Ferrit und Ferrit + Fe_2Ti überschreitet.

Die übrigen vier Gefüge der Legierungen FeTi12, FeTi14, FeTi16 und FeTi20 weisen die Struktur eutektisch erstarrter Legierungen auf, [Abbildung 8.2](#). Bei den untereutektischen Legierungen entsprechen die dendritisch erstarrten Bereiche der Eisenmatrix

und anschließend erstarrt die eutektische Restschmelze, bestehend aus Eisenmatrix und Laves-Phase. Bei den übereutektischen Legierungen erstarrt zunächst die Laves-Phase dendritisch und in der eutektisch erstarrten Restschmelze befindet sich die Eisenmatrix und der restliche Anteil an Laves-Phase. Insbesondere bei den Legierungen FeTi16 und FeTi20 wird der steigende Anteil an dendritisch erstarrter Laves-Phase ersichtlich.

Eben dieses Bild spiegeln auch die REM-Aufnahmen wider, [Abbildung 8.3](#).

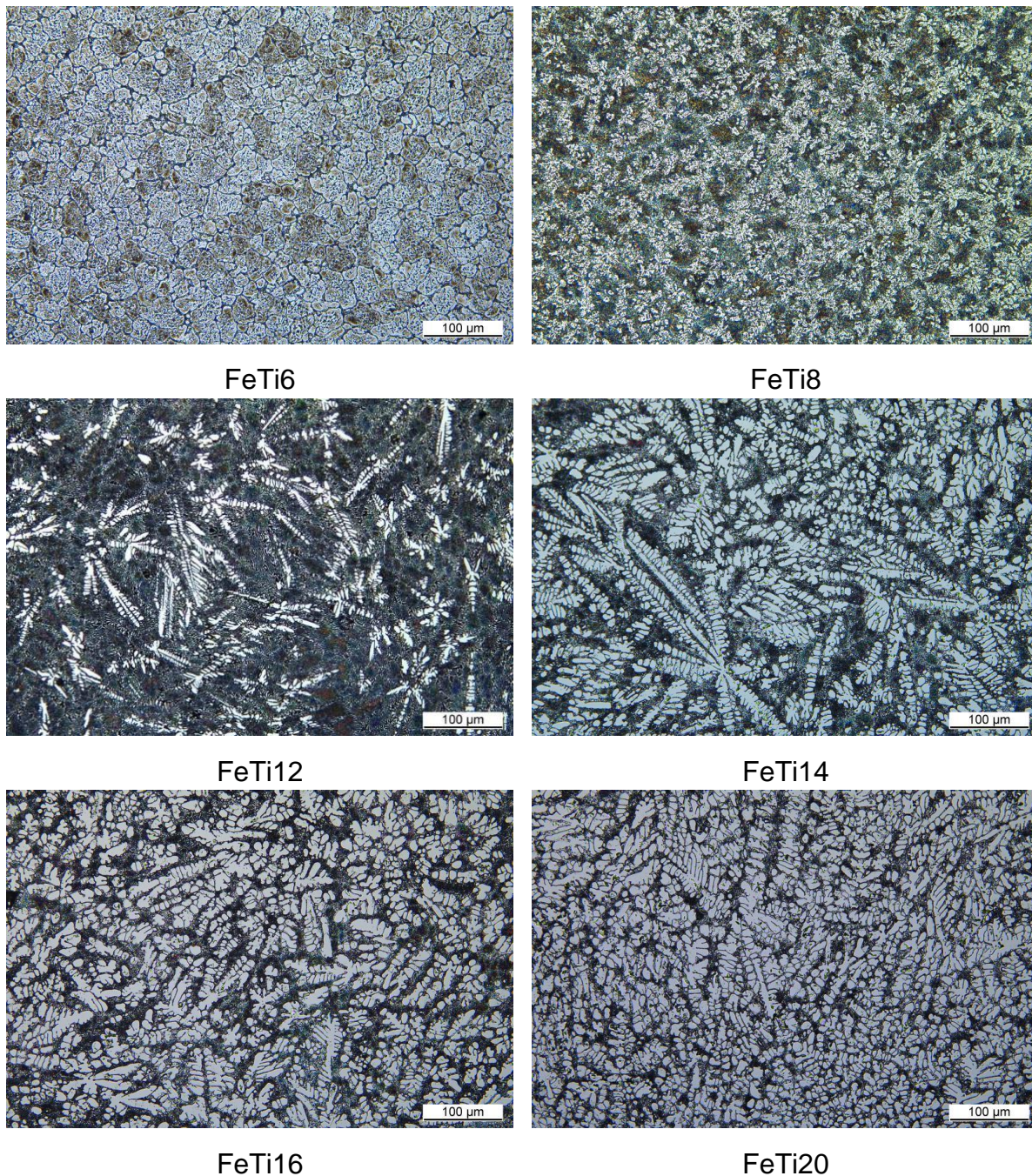
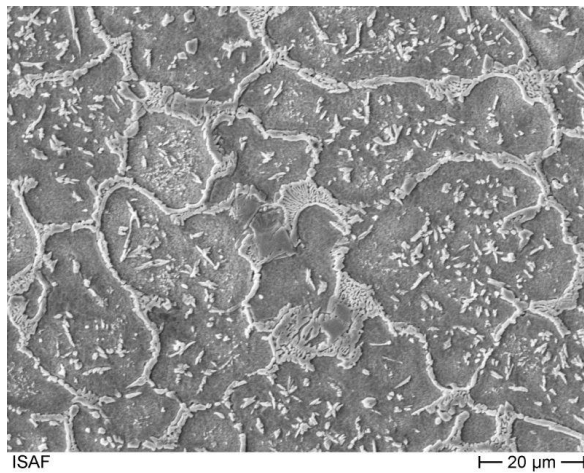
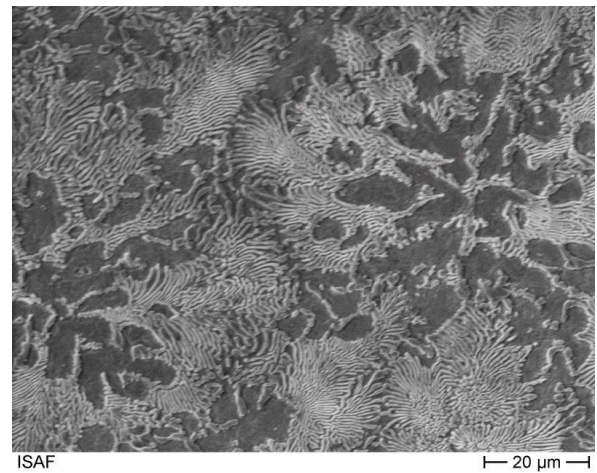


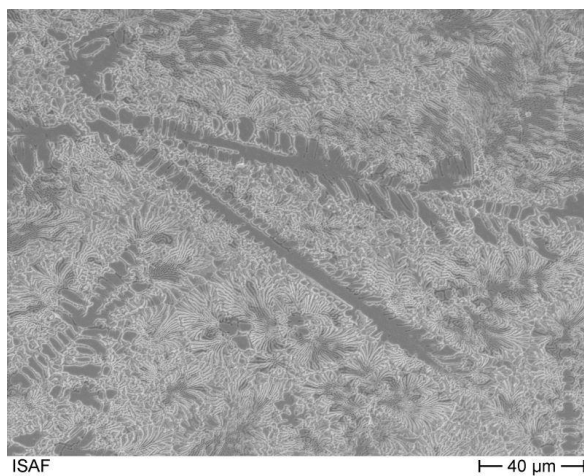
Abbildung 8.2: Gefüge der Eisen-Titan-Legierungen (Kontrastierung: Adler)



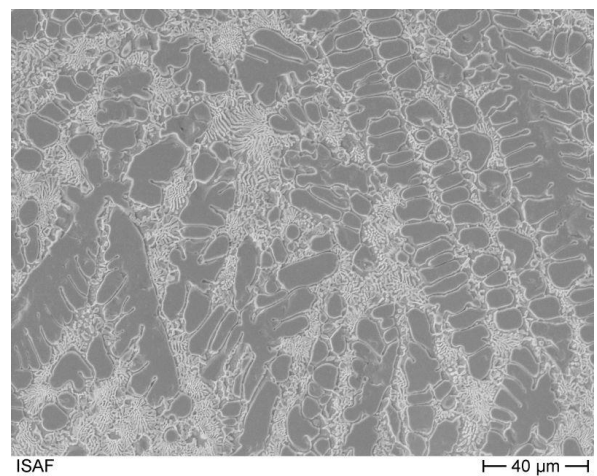
FeTi6



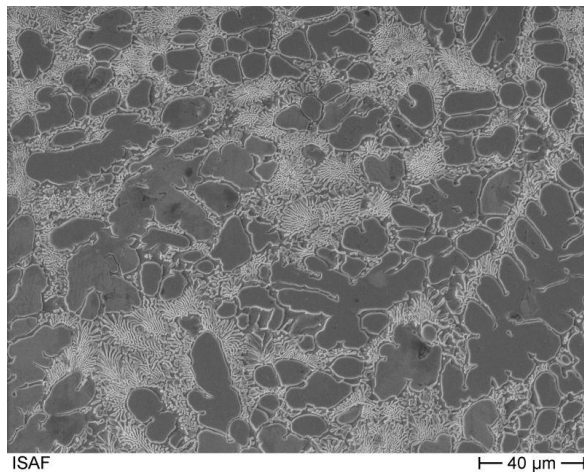
FeTi8



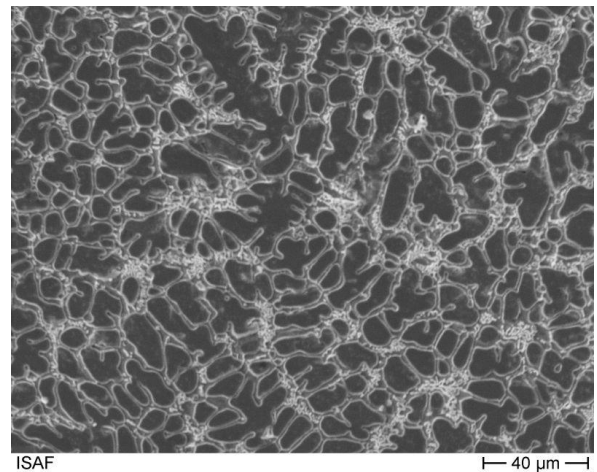
FeTi12



FeTi14



FeTi16



FeTi20

Abbildung 8.3: REM-Aufnahmen der Eisen-Titan-Legierungen

Für die Gefüge FeTi12, FeTi14, FeTi16 und FeTi20 sind die Anteile an Laves-Phasen auf drei Arten bestimmt worden, Tabelle 8.2. Zum einen mit Hilfe des Hebelgesetzes aus dem Zweistoffsystem Fe-Ti, des Weiteren durch die Analysesoftware des Bildverarbeitungsprogramms des Lichtmikroskops und als drittes wurden die mit Thermo-Calc berechneten Phasen ebenfalls mit einbezogen.

Tabelle 8.2: Phasenanteile der Laves-Phase der Eisen-Titan-Legierungen

	Hebelgesetz	Analysesoftware	Thermo-Calc
FeTi12	21 %	23,1 %	21,2 %
FeTi14	34 %	35,9 %	28,9 %
FeTi16	47 %	44,2 %	35,8 %
FeTi20	71 %	52,6 %	49,8 %

Die Legierung FeTi12 zeigt die beste Übereinstimmung des Laves-Phasenanteils für alle drei Bestimmungsvarianten. Es zeigt sich jedoch auch, dass mit steigendem Ti-tangehalt die Anteile weniger übereinstimmen. Die starke Abweichung der Legierung FeTi20 mit 71 %, ermittelt durch das Hebelgesetz, liegt vermutlich darin begründet, dass das Zweistoffsystem als Berechnungsgrundlage verwendet wurde und die übrigen Legierungselemente komplett vernachlässigt werden. Die Analysesoftware kann des Weiteren nicht zwischen Eisenanteilen und Laves-Phasenanteilen in der eutektisch erstarrten Restschmelze unterscheiden, wodurch es ebenfalls zu Unterschieden kommen kann.

8.2 Eisen-Molybdän-Legierungen

Die chemische Zusammensetzung der Eisen-Molybdän-Legierungen ist in Tabelle 8.3 angegeben. Die Nomenklatur der Legierungen wird ebenfalls anhand des Molybdän-gehalts in Gew.-% generiert.

Tabelle 8.3: Chemische Zusammensetzung der Eisen-Molybdän-Legierungen in Gew.-%

	Fe	Cr	Mo	Ni	Si
FeMo7,5	bal.	15,0	7,5	5,0	3,0
FeMo10	bal.	15,0	10,0	5,0	3,0
FeMo15	bal.	15,0	15,0	5,0	3,0
FeMo20	bal.	15,0	20,0	5,0	3,0
FeMo25	bal.	15,0	25,0	5,0	3,0

Für die Eisen-Molybdän-Legierungen wurden ebenfalls mit der Software Thermo-Calc 2019a die sich bildenden Phasen berechnet, Abbildung 8.4. Die chromreiche Phase bildet sich bei diesem Legierungssystem nur noch bei der Legierung FeMo7,5 und vernachlässigbar gering (0,044 %) in FeMo10 aus. Auch hier wird Ferrit in Form der eisenreichen Phase BCC_A2#2 gebildet, dessen Anteil mit steigendem Molybdängehalt und damit steigendem Laves-Phasenanteil sinkt. Die Laves-Phase in diesem System bildet eine Molybdän-Eisen-Chrom-Verbindung mit 47,0 % Molybdän, 29,9 % Eisen und 23,1 % Chrom aus. Weiterhin wird eine Chrom-Silizium-Verbindung (Cr_3Si) erhalten, die 84,7 % Chrom und 15,3 % Silizium enthält. Der Anteil dieser Phase nimmt ebenfalls mit steigendem Molybdängehalt ab. Weiterhin entsteht eine kubisch-flächen-

zentrierte Phase, FCC-A1#1, welche einen Nickelgehalt von 60,9 % und einen Eisen-gehalt von 35,7 % sowie einen geringen Anteil an Silizium (3,4 %) aufweist. Der Anteil dieser Phase ist der einzige, der über die gesamte eingestellte Legierungsbreite konstant bleibt.

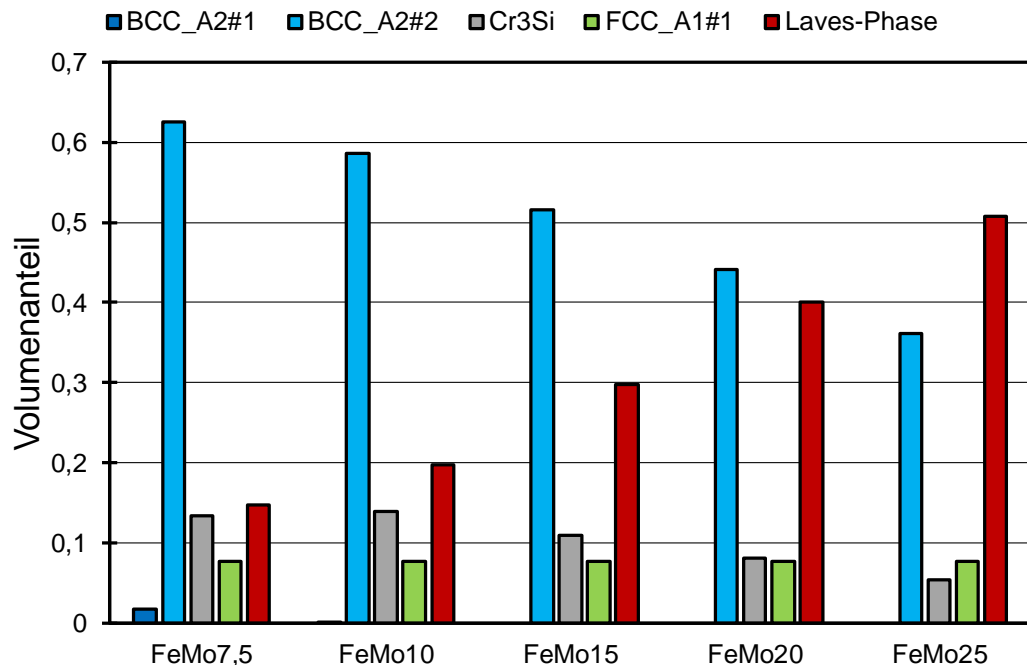


Abbildung 8.4: Phasenanteile der Eisen-Molybdän-Legierungen (berechnet mit Thermo-Calc)

Das Eutektikum der Eisen-Molybdän-Legierung weist einen Gewichtsanteil von ca. 37 % Molybdän auf. Dementsprechend bilden die Versuchslegierungen alle ein untereutektisches Gefüge aus. Eine Besonderheit bildet dabei die Legierung FeMo7,5, da diese erst unterhalb von ca. 860 °C beim Abkühlen in den Bereich der Laves-Phasen-Ausbildung kommt. In [Abbildung 8.5](#) sind die entsprechenden lichtmikroskopischen Aufnahmen aufgeführt. Die Legierung FeMo10 ist so gewählt worden, dass sich die Laves-Phase ab ihrer Bildungstemperatur von 927 °C mit einem sehr geringen Anteil ausbildet.

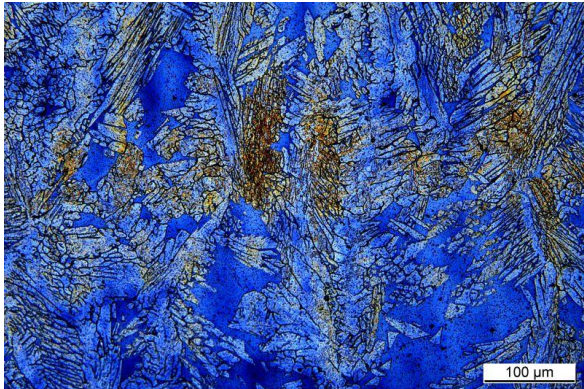
Das Gefüge der Legierungen FeMo7,5 ist vorwiegend ferritisch. Innerhalb der ferritischen Matrix sind grobe, plattenförmige Bereiche enthalten. Diese weisen jedoch nach EDX-Analyse die gleiche Zusammensetzung auf wie die, die sich nicht plattenförmig ausgebildet haben. Insbesondere in den REM-Aufnahmen, [Abbildung 8.6](#), wird die plattenförmige Ausbildung deutlich.

FeMo10 bildet ebenfalls eine ferritische Matrix, in der plattenförmige Bereiche enthalten sind, aus. Die Plättchen bei dieser Legierung bilden sich um die Korngrenzen herum aus und weisen auch, im Gegensatz zu den anderen Bereichen, eine molybdänreichere Zusammensetzung auf.

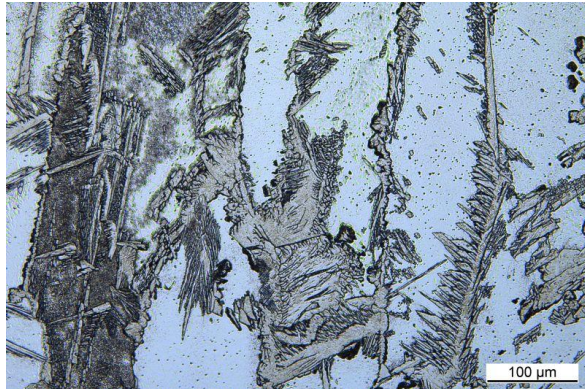
Die Legierung FeMo15 weist nur noch vereinzelte Plättchen (REM-Aufnahmen) auf und in den lichtmikroskopischen Aufnahmen werden Korngrenzen sichtbar. Für die

drei Legierungen FeMo7,5, FeMo10 und FeMo15 gilt, dass sich mit steigendem Molybdängehalt der Matrixanteil vergrößert und die eingebetteten Phasen (Plättchen) feiner werden.

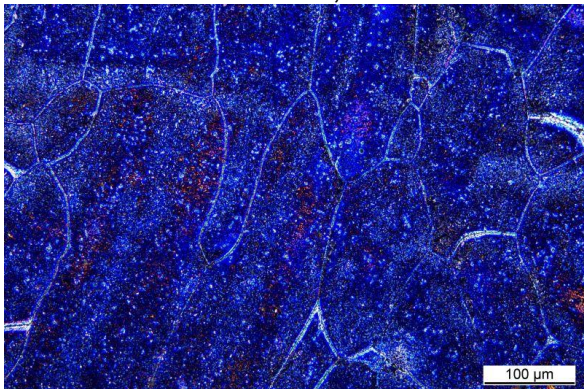
Die Legierungen FeMo20 und FeMo25 hingegen weisen einzelne Körner mit sehr fein verteilten Nadeln auf. Bei den Nadeln handelt es sich laut der EDX-Analyse um sehr molybdänreiche Phasen. Es kann davon ausgegangen werden, dass es sich bei diesen Phasen um Laves-Phasen handeln könnte. Ebenso weisen die Korngrenzen einen hohen Molybdängehalt auf, daher ist zu vermuten, dass sich ein Teil des Molybdäns an den Korngrenzen anreichert.



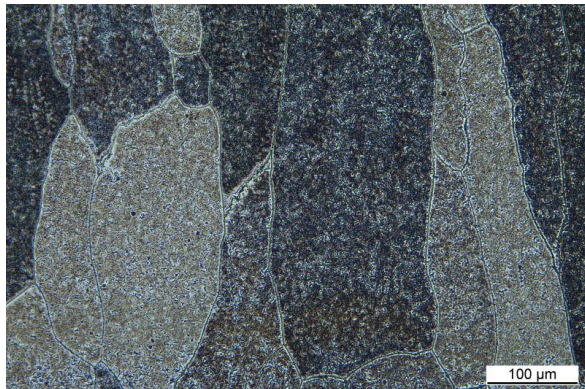
FeMo7,5



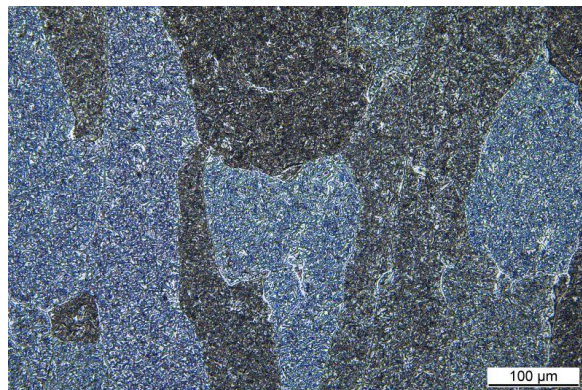
FeMo10



FeMo15



FeMo20



FeMo25

Abbildung 8.5: Gefüge der Eisen-Molybdän-Legierungen (Kontrastierung: Adler, Beraha II)

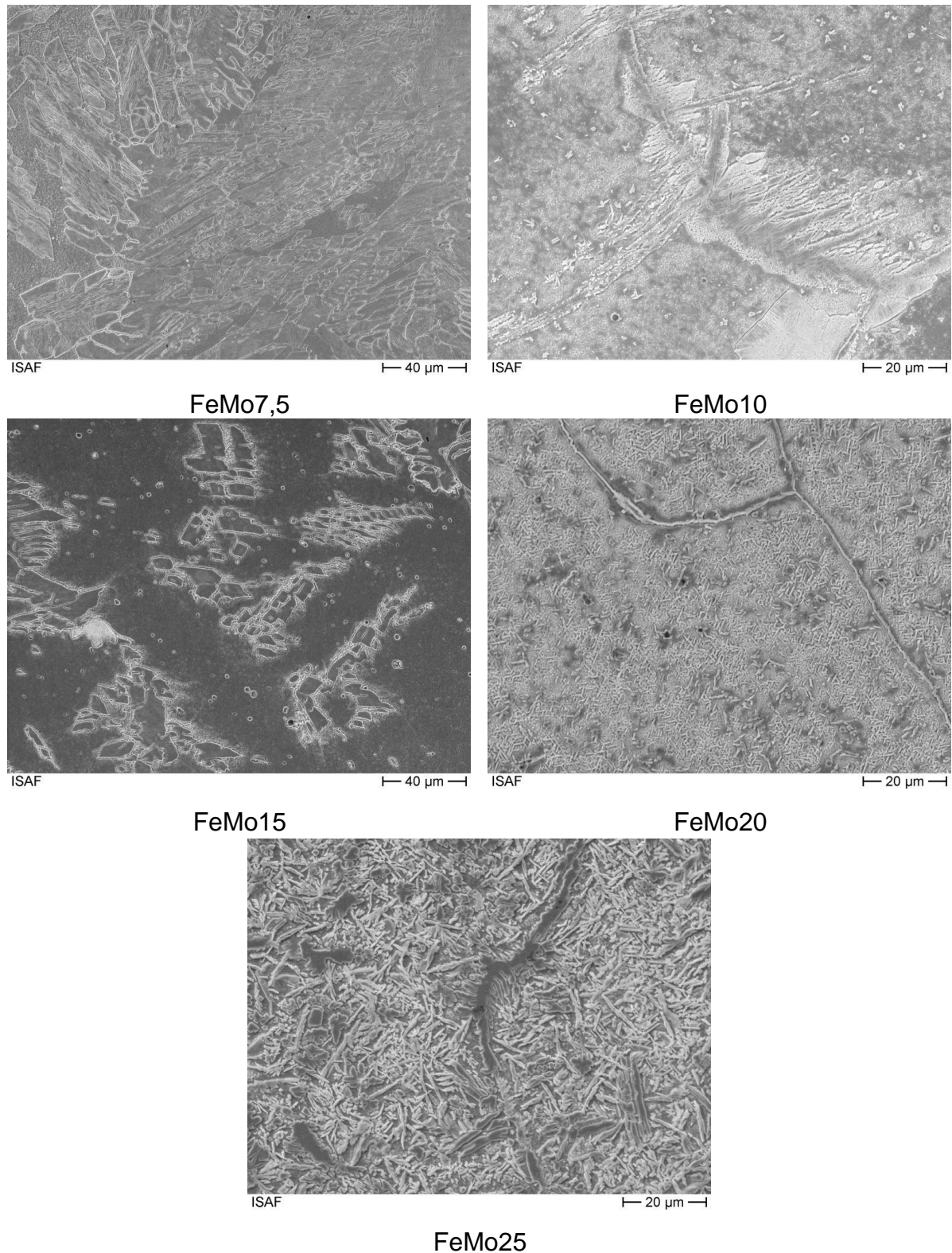


Abbildung 8.6: REM-Aufnahmen der Eisen-Molybdän-Legierungen

Für diese Legierungen sind die Anteile der Phase Fe_2Mo mit Hilfe des Hebelgesetzes und der Software Thermo-Calc berechnet worden, Tabelle 8.4. Die Auswertung mit Hilfe der Analysesoftware des Lichtmikroskops wurde nicht durchgeführt, da die Gefüge mit dem Lichtmikroskop nicht weit genug aufgelöst werden können und somit eine eindeutige Zuweisung der Phasen nicht möglich ist. Für diese Legierungsgruppe bestehen große Abweichungen zwischen der Berechnung mit dem Hebelgesetz und

Thermo-Calc; die mit Thermo-Calc berechneten Laves-Phasenanteile sind deutlich größer. Dies könnte wiederum daran liegen, dass für das Hebelgesetz nur das Zweistoffsystem Eisen-Molybdän verwandt wird und die Software andere Berechnungsdaten zugrunde legt.

Tabelle 8.4: Phasenanteile der Laves-Phase der Eisen-Molybdän-Legierungen

	Hebelgesetz	Thermo-Calc
FeMo10	1 %	19,7 %
FeMo15	15 %	29,8 %
FeMo20	29 %	40,1 %
FeMo25	43 %	50,8 %

8.3 Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen

In Tabelle 8.5 ist die Zusammensetzung der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen angegeben. Da ein zu hoher Titangehalt zu Schlackebildung auf der Schweißnaht führt und bereits vergleichsweise gute Ergebnisse für eine Legierung mit 10 Gew.-% Titan und 10 Gew.-% Molybdän erhalten worden sind, wird der Titangehalt in dieser Legierungsgruppe konstant auf 10 Gew.-% gehalten.

Tabelle 8.5: Chemische Zusammensetzung der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen in Gew.-%

	Fe	Cr	Ni	Si	Ti	Mo
Ti10Mo7,5	bal.	15,0	5,0	3,0	10,0	7,5
Ti10Mo10	bal.	15,0	5,0	3,0	10,0	10,0
Ti10Mo15	bal.	15,0	5,0	3,0	10,0	15,0
Ti10Mo20	bal.	15,0	5,0	3,0	10,0	20,0
Ti10Mo25	bal.	15,0	5,0	3,0	10,0	25,0

Mit der Software Thermo-Calc 2019a sind die in Abbildung 8.7 dargestellten Phasenanteile der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen berechnet worden. Die chromreiche Phase BCC_A2#1 sowie die eisenreiche Phase BCC_A2#2 sind auch bei diesem Legierungssystem enthalten, jedoch nehmen hier die Anteile beider Phasen mit steigendem Molybdängehalt ab. Weiterhin sind die Phasen Fe₂SiTi bzw. Ni₃Ti vorhanden, die eine ähnliche Zusammensetzung wie im System Eisen-Titan aufweisen und konstante Volumenanteile in den untersuchten Legierungszusammensetzungen besitzen. Da zwei Laves-Phasenbildner in diesem Legierungssystem integriert worden sind, bilden sich zwei verschiedene Laves-Phasen aus. Der Volumenanteil der molybdänhaltigen Laves-Phase C14#1 (47,0 % Molybdän, 30,0 % Eisen und 23,0 % Chrom) wächst mit steigendem Molybdängehalt in der Legierung. Die zweite Laves-Phase C14#2, die aus 63,1 % Eisen, 29,9 % Titan und 7,0 % Nickel besteht, bleibt über die vorgestellte Legierungsbreite konstant.

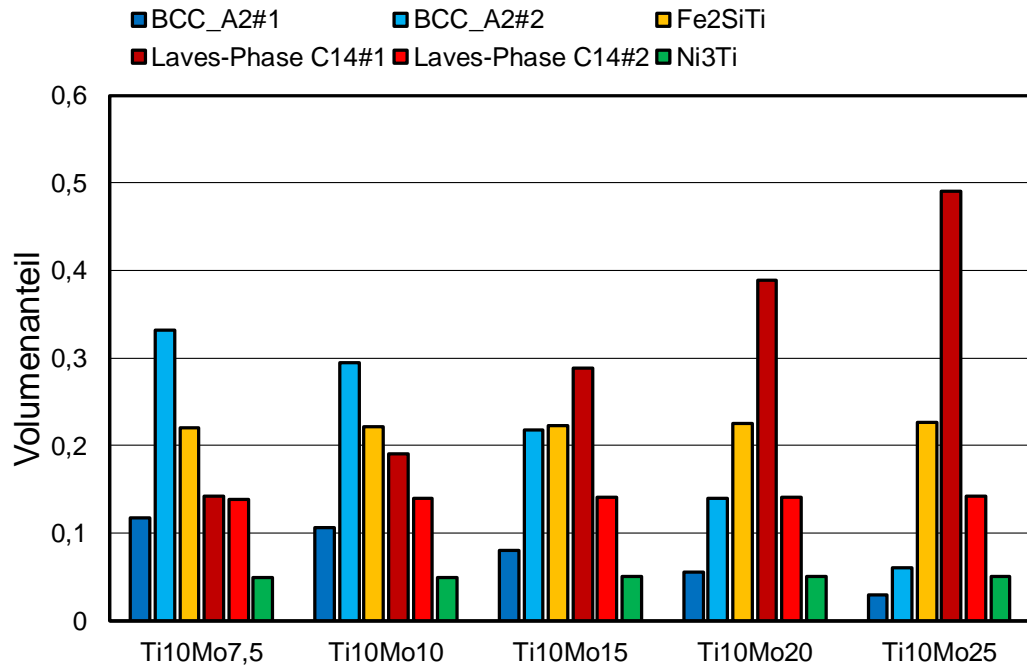


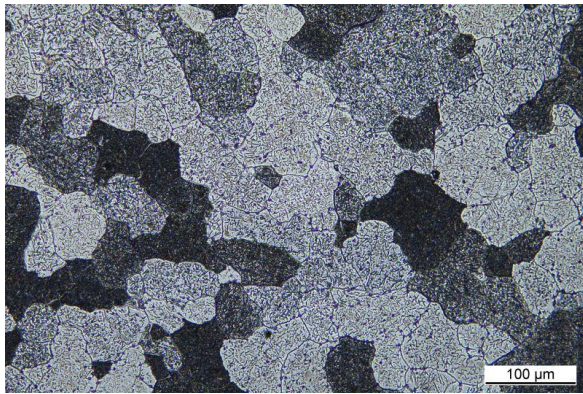
Abbildung 8.7: Phasenanteile der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen (berechnet mit ThermoCalc)

In Abbildung 8.8 sind die lichtmikroskopischen Aufnahmen der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen dargestellt.

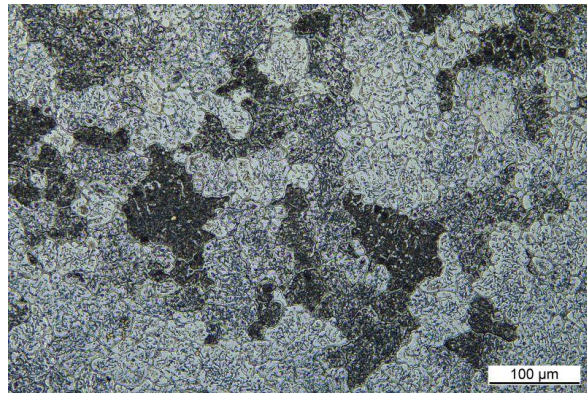
Insbesondere die Legierungen Ti10Mo5 und Ti10Mo10 weisen sehr ähnliche Gefüge auf. Das gleiche gilt für die übrigen Legierungen. Besonders deutlich wird dies bei der Betrachtung der REM-Aufnahmen, Abbildung 8.9.

Das Gefüge der Legierung Ti10Mo5 besteht aus sehr feinen Nadeln, eingebettet in eine eisenreiche Matrix. Die Nadeln bestehen laut EDX-Analyse zu 16,6 % aus Titan, 5,72 % aus Molybdän und 65,79 % aus Eisen. Es ist somit davon auszugehen, dass es sich bei diesen Nadeln um intermetallische Legierungen unbekannter Stöchiometrie handelt. Die Korngrenzen enthalten weniger Titan, aber auch bei diesen Legierungen kommt es zu Titanseigerungen an den Korngrenzen. Die Matrix hingegen besitzt nur einen geringen Titangehalt. Die Legierung Ti10Mo10 weist ebenfalls sehr fein verteilte Nadeln eingebettet in eine eisenreiche Matrix in ihrem Gefüge auf. Auch bei dieser Legierung sind Korngrenzen vorhanden, die nach der EDX-Analyse hauptsächlich aus Titan (18,41 %), Molybdän (10,87 %) und Eisen (59,23 %) zusammengesetzt sind. Auch an dieser Stelle ist davon auszugehen, dass es sich um intermetallische Phasen handelt. Die Nadeln enthalten nur jeweils etwa 4 - 5 % Titan und Molybdän.

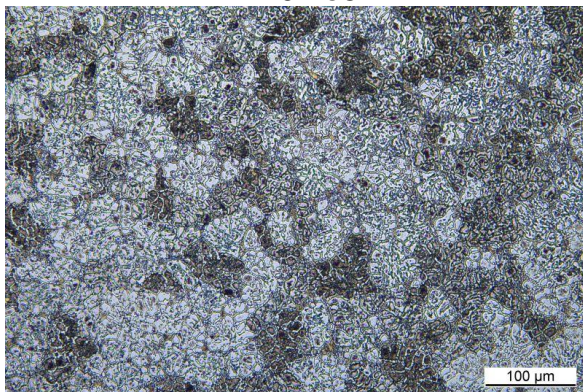
Die Legierungen Ti10Mo15, Ti10Mo20 und Ti10Mo25 enthalten sehr feinfiedrige Gefügebestandteile, wie sie auch in FeTi8 bis FeTi16 (Abbildung 8.3) zu erkennen sind. Dabei handelt es sich um die eutektisch erstarrte Restschmelze. Des Weiteren sind dendritisch erstarrte Bereiche vorhanden. Mit steigendem Molybdängehalt erhöht sich der Anteil an eutektischer Phase, was darauf schließen lässt, dass die Legierungen untereutetisch sind und sich dem eutektischen Punkt nähern.



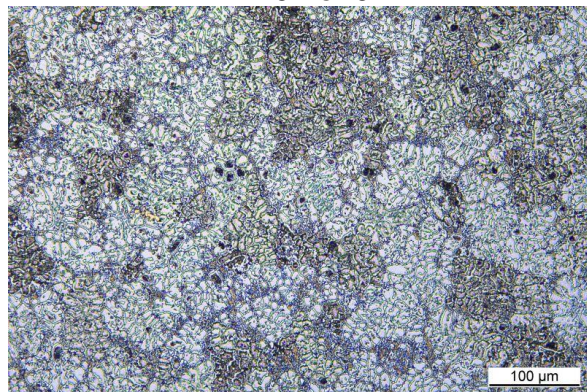
Ti10Mo5



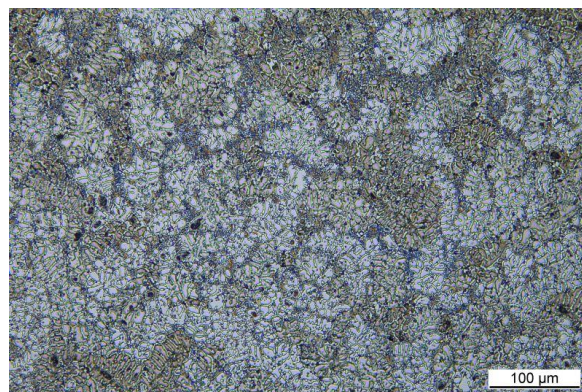
Ti10Mo10



Ti10Mo15



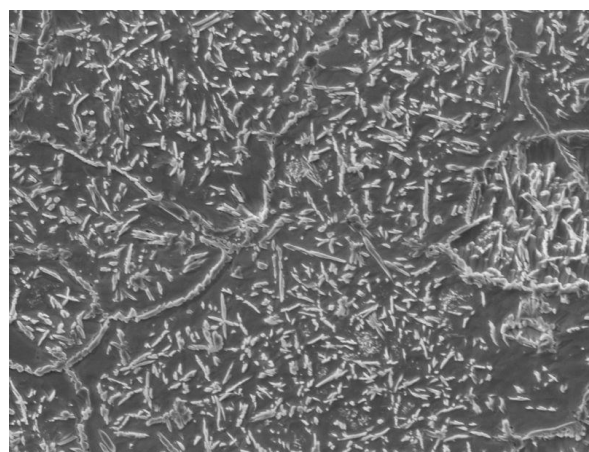
Ti10Mo20



Ti10Mo25

Abbildung 8.8: Gefüge der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen (Kontrastierung: Adler)

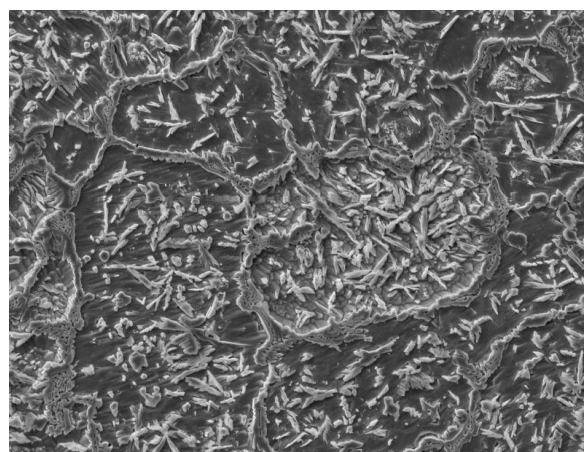
Da die Gefüge sehr feinfiedrige Bestandteile aufweisen, ist es mit der Software des Lichtmikroskops nicht möglich, eine Phasenanalyse durchzuführen. Des Weiteren wurden keine Phasen mit Hilfe des Hebelgesetzes erstellt. Aus diesem Grund ist keine weitere Analyse der gebildeten Laves-Phasenanteile für die Legierungsgruppe Eisen-Titan-Molybdän durchgeführt worden.



ISAF

20 µm

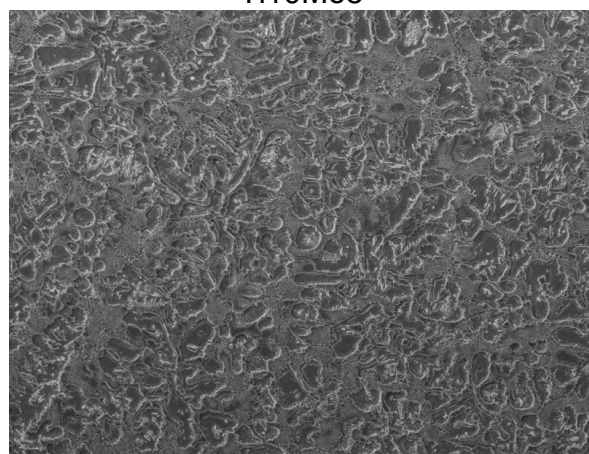
Ti10Mo5



ISAF

20 µm

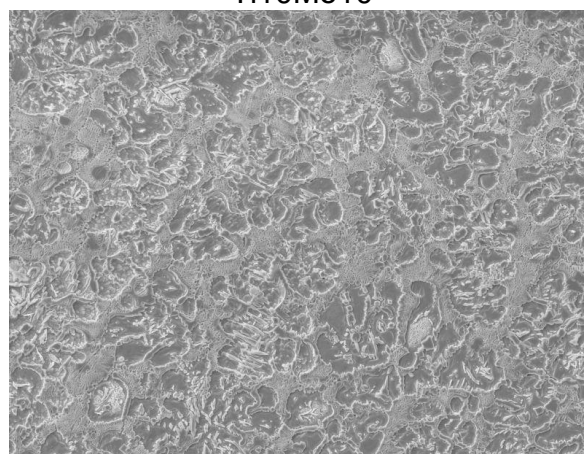
Ti10Mo10



ISAF

40 µm

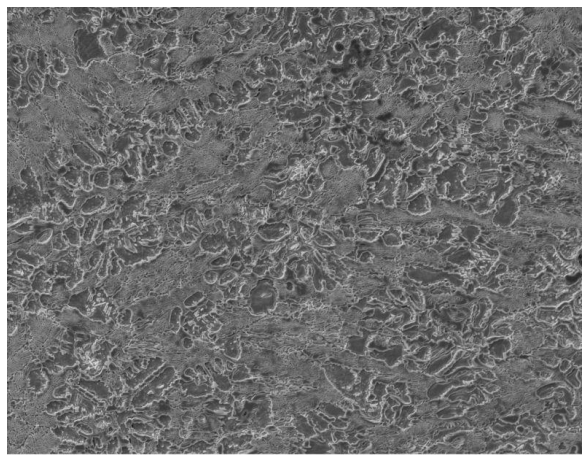
Ti10Mo15



ISAF

40 µm

Ti10Mo20



ISAF

40 µm

Ti10Mo25

Abbildung 8.9: REM-Aufnahmen der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen

9 Schweißbeignung der intermetallischen Legierungssysteme

Die Schweißbeignung ist nach [127, 128] eine Werkstoffeigenschaft und ermöglicht zusammen mit der Schweißsicherheit (Konstruktionseigenschaft) und der Schweißmöglichkeit (Fertigungseigenschaft) die Schweißbarkeit eines Bauteils, Abbildung 9.1.

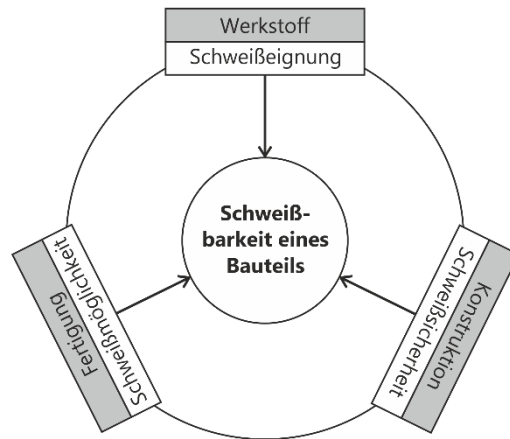


Abbildung 9.1: Schweißbarkeit eines Bauteils nach [127, 128]

Ein Werkstoff gilt als schweißgeeignet, „wenn im Verlauf des eingesetzten Schweißverfahrens aufgrund der werkstoffgegebenen chemischen, metallurgischen und physikalischen Eigenschaften eine jeweils den gestellten Anforderungen entsprechende Schweißnaht hergestellt werden kann“ [127]. Insbesondere die chemische Zusammensetzung nimmt entscheidenden Einfluss auf die Schweißbeignung, da anhand dieser bereits die Neigung zu Rissen, Aufhärtung oder Alterung, das Schmelzbadverhalten, die Verdampfungstemperatur oder der Schmelzbereich festgelegt werden. Zusammen mit den metallurgischen Eigenschaften (z.B. Korngröße, Gefügeausbildung, usw.) werden die physikalischen Eigenschaften wie Wärmeleitfähigkeit oder Festigkeiten gesteuert [127, 128].

Für die vorliegenden Schweißungen wird insbesondere auf das Rissverhalten, Porenbildung, unaufgeschmolzene Partikel sowie die Anbindung der Schweißnaht geachtet, um die Schweißbeignung der Legierungen beurteilen zu können. Außerdem ist das äußere Aussehen der Naht (Schlackebildung, fein- oder grobschuppig) ein wichtiges Kriterium, da es bei grob geschuppeter Naht oder bei der Bildung einer Schlackeschicht aufwendiger ist, die Schweißnaht nachzubearbeiten.

Da vor allem Titan sehr sauerstoff- und wasserstoffaffin ist, wurden die Schweißungen mit einer Schleppgasdüse durchgeführt. Die Schleppgasdüse besteht aus einer kleinen Metallhaube, die an den Brenner montiert werden kann und über die bereits geschweißte Naht gerichtet wird. Während des Schweißprozesses wird Argon durch die Schleppgasdüse geleitet, welches verhindert, dass die abkühlende Naht durch Oxidation geschädigt bzw. verändert wird. Dies führt zu einer erweiterten Schutzgasabdeckung [129].

Ein Riss ist definitionsgemäß eine „Unregelmäßigkeit, die örtlich durch Trennungen im festen Zustand erzeugt wird und bei der Abkühlung oder infolge von Spannungen auftreten kann“ [130]. Die Schweißraupen der Eisen-Titan-Legierungen wiesen nach dem Auftragschweißen alle Querrisse auf, Abbildung 9.2. Je höher der Titangehalt der Legierung ist, desto größer ist auch die Anzahl der auftretenden Risse. Eine genauere Untersuchung dieser Umstände ist nicht Gegenstand dieser Arbeit.

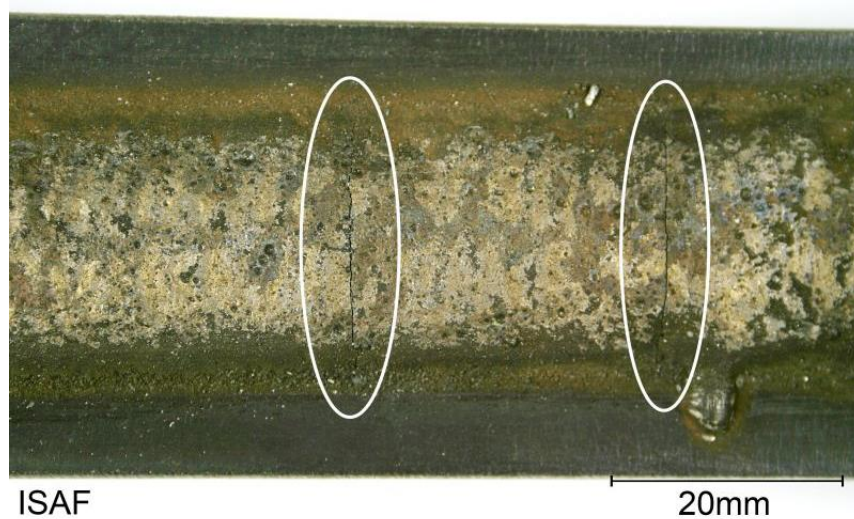


Abbildung 9.2: Schweißnahtoberfläche FeTi16

Bei den entstehenden Rissen handelt es sich um Kaltrisse, da sie erst unterhalb von A_{C3} entstehen. Kaltrisse lassen sich nach [131] in Aufhärtungs- bzw. Unterhartungsrisse, wasserstoffinduzierte Risse, Schrumpf- oder Lamellenrisse (Terrassenbruch) unterscheiden. Es ist davon auszugehen, dass es sich um Aufhärtungs- bzw. Schrumpfrisse handelt. In Abbildung 9.3 ist die Rissfläche einer Eisen-Titan-Legierung dargestellt. Die Aufnahme zeigt eine transkristalline Fläche und nach [132] ist dies ein Nachweis für einen transkristallinen Aufhärtungsrisse.

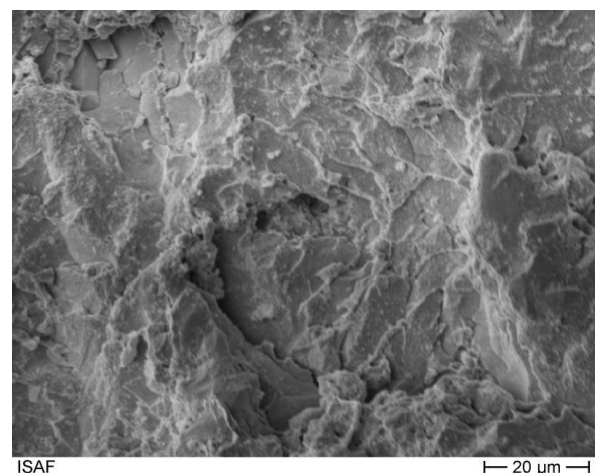
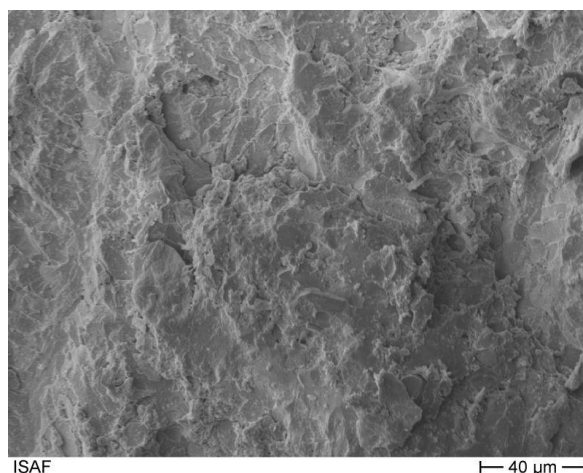


Abbildung 9.3: Rissfläche der Schweißung FeTi14 (REM)

Es ist weiterhin unwahrscheinlich, dass es sich um wasserstoffinduzierte Risse handelt, da zum einen eine sehr gute Schutzgasabdeckung vorhanden ist und die Kaltrisse nicht bei allen titanhaltigen Legierungen auftreten.

Die auftraggeschweißten Wellen weisen keine Risse auf. Aufgrund der Geometrie der Wellen (Durchmesser: 46 mm, Länge: ca. 125 mm) kommt es zu einem Wärmestau innerhalb der Welle, da die Berührungspunkte mit dem Drehwerk viel geringer sind als bei den Substratplatten mit dem Schweißtisch. Somit könnte eine höhere Vorwärmtemperatur der Substratplatte eine Möglichkeit der Rissverhinderung beim Schweißen darstellen. Des Weiteren muss gewährleistet werden, dass die Wärmeableitung aus der Substratplatte verringert wird.

Eine weitere Auffälligkeit bei den Schweißungen existiert bei den Eisen-Molybdän-Legierungen. Bei diesen liegen verstärkt unaufgeschmolzene Partikel vor, die während des Schweißens nach unten sinken, Abbildung 9.4. Es ist zu erwarten, dass es sich bei den unaufgeschmolzenen Partikeln um molybdänhaltige Verbindungen handelt, da diese bei den verwendeten Legierungen den höchsten Schmelzpunkt aufweisen. Diese Aussage kann jedoch nicht zweifelsfrei mit Hilfe der EDX nachgewiesen werden.



Abbildung 9.4: Querschliff FeMo15-Legierung (1); Schweißparameter: 200 A, 20 V, 75 mm/min, 0,53 Hz, 61,0 g Pulver (Kontrastierung: ohne)

Eine Anpassung der Schweißparameter zu einem höheren Wärmeeintrag und einer verringerten Pulverzufuhr führt zu einer deutlich größeren Aufmischung von ca. 50 %, obwohl immer noch unaufgeschmolzene Partikel vorliegen, Abbildung 9.5.

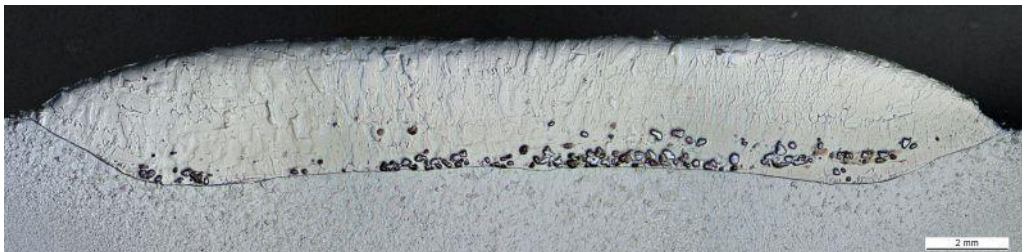


Abbildung 9.5: Querschliff FeMo15-Legierung (2); Schweißparameter: 210 A, 20 V, 75 mm/min, 0,53 Hz, 38,8 g Pulver (Kontrastierung: ohne)

Bei den unaufgeschmolzenen Partikeln handelt es sich um Molybdän. Ursachen für die vorhandenen Partikel ist ein ungenügender Wärmeeintrag und voraussichtlich eine zu große Körnung der verwendeten Schweißpulver.

Poren lagen nur zu Beginn der Schweißuntersuchungen vor, konnten aber mit einer Erhöhung des Schutzgasstroms vermieden werden. Die Schweißnahtoberflächen der Eisen-Molybdän-Legierungen wiesen im Vergleich zu den Eisen-Titan-Legierungen eine deutlich feinere Schuppung auf, Abbildung 9.6, wodurch sich bei diesen Legierungen der Nachbearbeitungsaufwand verringern wird.



Abbildung 9.6: Schweißnahtoberfläche FeMo15

Somit zeigt sich, dass die Legierungen in der verwendeten Form (angemischte Pulver) stark eingeschränkt schweißgeeignet sind. Abhilfe für die aufgeführten Probleme könnte die Verwendung von gasverdünsten Schweißpulvern mit angepasster Korngröße sein. Des Weiteren könnte die Verwendung einer Pufferlage vor dem Aufbringen der eigentlichen Schweißnaht die Risswahrscheinlichkeit verringern, ebenso wie eine höhere Vorwärmtemperatur. Das Schweißverhalten der untersuchten Legierungen kann anhand der Raupenschweißungen nicht zweifelsfrei auf die Schweißseignung auf Extruderschnecken übertragen werden. Aus diesem Grund ist es für diese Arbeit nicht zielführend, eine Optimierung der Schweißseignung weiter zu verfolgen.

10 Ergebnisse

In diesem Kapitel ist zunächst das Ergebnis der Strukturbestimmung mit Hilfe der Röntgendiffraktometrie aufgeführt. Für die Bestimmung der verschleißtechnischen Eigenschaften der Legierungen sind das Verhalten bei Abrasion im Millertest (Dreikörperabrasivverschleiß) sowie bei Adhäsion durch den Stift-Rolle-Test ermittelt worden.

10.1 Strukturbestimmung

Mit Hilfe der Röntgendiffraktometrie konnte in einer Eisen-Titan-Legierung die Phase Fe_2Ti eindeutig ermittelt werden, Abbildung 10.1. Das erhaltene Diffraktogramm ist hierbei in schwarz dargestellt. Mit Hilfe der Analysesoftware konnten die roten Peaks dem Diffraktogramm zugeordnet werden. Durch dieses Ergebnis kann die Aussage getroffen werden, dass sich in dieser Legierung die Laves-Phasen des Typs Fe_2Ti nachweislich während des Schweißprozesses bilden.

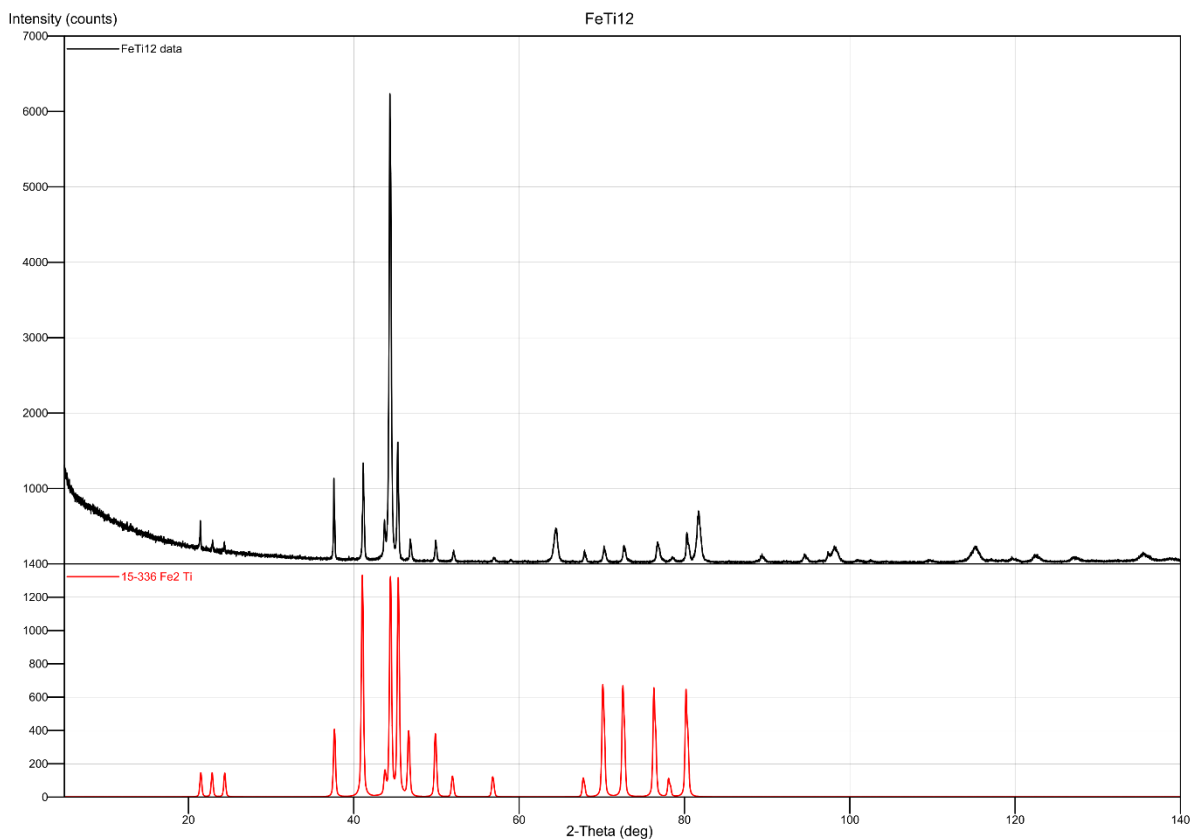


Abbildung 10.1: Diffraktogramm einer Eisen-Titan-Legierung (FeTi12)

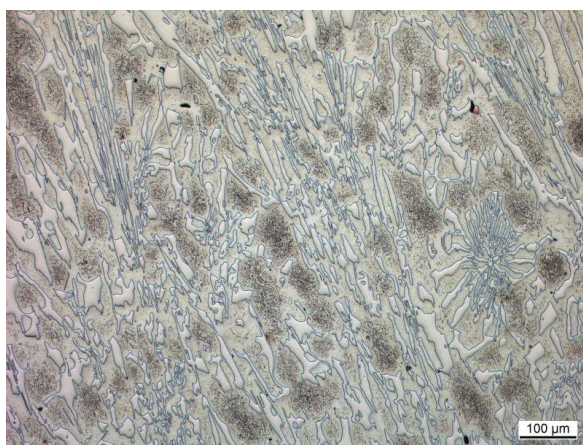
In den Legierungen Eisen-Molybdän sowie Eisen-Titan-Molybdän konnte der Nachweis nicht erbracht werden. Dies könnte an der zu großen Aufmischung und damit zu geringem Anteil an Laves-Phasen liegen. Dadurch ließen sich die Phasen nicht eindeutig bestimmen.

10.2 Dreikörperabrasivverschleiß

Die folgenden Ergebnisse haben nur im Tribosystem, welches mit dem Millertest abgebildet wird, Gültigkeit und lassen sich nicht allgemein auf andere abrasive Verschleißuntersuchungen übertragen, da sich durch die Verwendung eines anderen Verschleißtests das tribologische System ändern kann. Untersucht wurden der Einfluss des abrasiven Stoffes sowie der Werkstoffhärte in Anlehnung an die Norm nach ASTM G75 mit einem Stahl, der eine ähnliche chemische Zusammensetzung zu dem dort aufgeführten „Normstahl“ besitzt. Anschließend werden die Versuchswerkstoffe separat unter Normbedingungen ermittelt und aufgeführt.

10.2.1 Einfluss des abrasiven Stoffes

Der Verschleißabtrag im Millerversuch ist von verschiedenen Faktoren abhängig. Insbesondere die Härte nach Mohs sowie die Korngröße des abrasiven Stoffes haben einen Einfluss darauf, wie groß der Verschleißangriff auf einen Werkstoff ist. Für die folgenden Untersuchungen wurde in Anlehnung an [122] ein verschleißbeständiger Stahl (GP27M) verwendet, der eine ähnliche chemische Zusammensetzung besitzt und ebenfalls als Pumpenwerkstoff Verwendung findet [133]. Die hohe Verschleißbeständigkeit wird durch die Bildung von Chromkarbiden, Abbildung 10.2, links, begünstigt. Die chemische Zusammensetzung ist in Abbildung 10.2, rechts, angegeben.



C	2,60
Si	0,80
Mn	0,70
Cr	25,0
Mo	0,50
Ni	≤ 0,30
V	0,45

Abbildung 10.2: Gefüge (links) und chemische Zusammensetzung in Gew.-% (rechts) des GP27M [133]

Je geringer die Korngröße und die Härte nach Mohs sind, desto geringer ist auch der Verschleißabtrag, Abbildung 10.3.

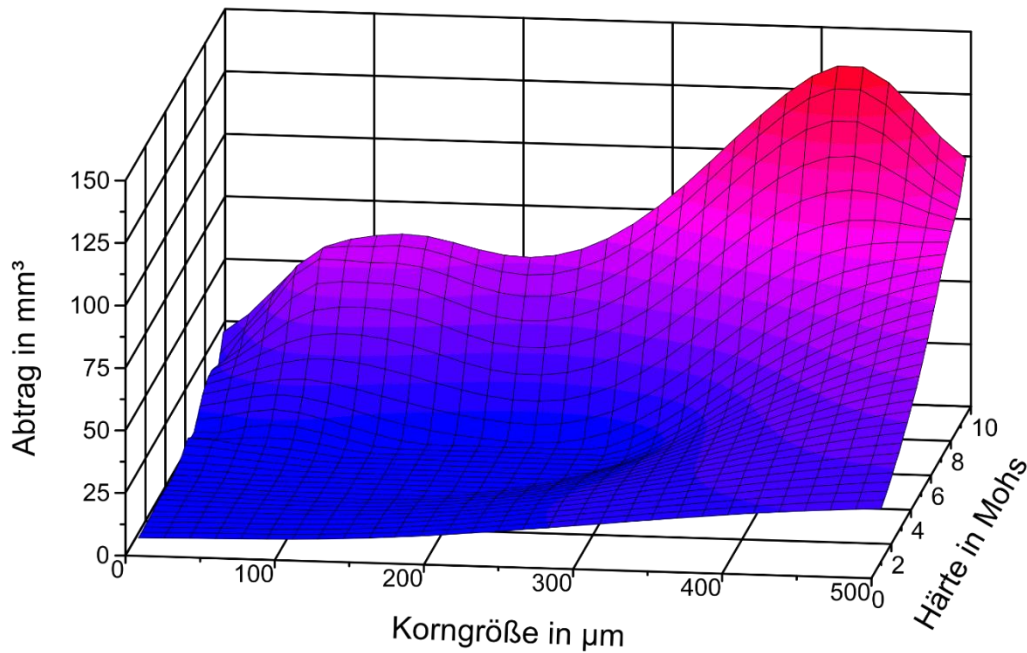


Abbildung 10.3: Einfluss des abrasiven Stoffes auf den Abtrag unter Berücksichtigung der Korngröße und der Härte nach Mohs, Probenwerkstoff: GP27M

Im Anschluss an eine Versuchszeit von sechs Stunden sind die Oberflächen des verschleißbeständigen Stahls GP27M nach Verwendung von zwei verschiedenen abrasiven Stoffen im REM untersucht worden, Abbildung 10.4. Zum einen wurde ein Edelmetall der Körnung F220 mit einem mittleren Korndurchmesser von $57,5 \mu\text{m}$ [125] verwendet und zum anderen ein Quarzmehl der mittleren Körnung $d_{50} = 50 \mu\text{m}$ [134]. Die Mohshärte des Edelmetalls beträgt 9 Mohs und die des Quarzmehls 7 Mohs.

Die Oberfläche der mit Edelmetall getesteten Probe weist neben tiefen Riefen, die über die gesamte Probe verlaufen, einen gleichmäßigen Abtrag auf. Die Riefen entstehen dadurch, dass sich einzelne Körner in der Chloroprenkautschukmatte verankern und die Probe immer wieder an der gleichen Stelle anritzen. Wird stattdessen ein Quarzmehl als abrasiver Stoff eingesetzt, so wird deutlich, dass die weiche Matrix des GP27M ausgewaschen wird. Die enthaltenen Karbide werden kaum angegriffen und voraussichtlich nur dann herausbrechen, wenn die Matrix um sie herum so weit abgetragen ist, dass sie die Karbide nicht mehr verankern kann. Weiterhin zeigt der Vergleich der abrasiven Stoffe, dass die in dem verwendeten Stahl enthaltenen Karbide eine geringere Härte als das Edelmetall und eine höhere Härte als das Quarzmehl haben [124].

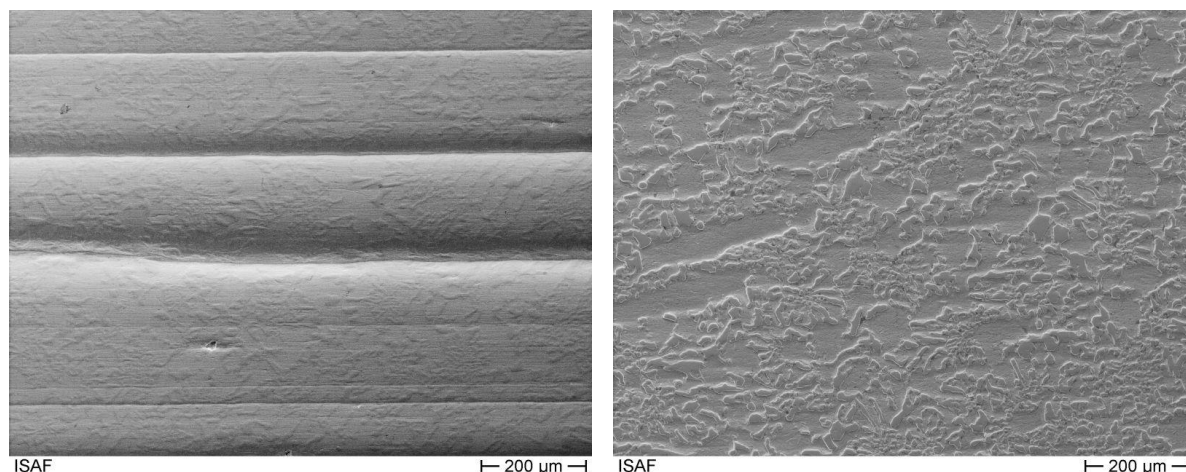


Abbildung 10.4: Ansicht der Probenoberfläche (Versuchszeit 6 Stunden, Abrasivgut links: F220 $d_{50} = 57,5 \mu\text{m}$ [125], Abrasivgut rechts: Quarzmehl $d_{50} = 50 \mu\text{m}$ [134], Probenwerkstoff: GP27M)

Die Untersuchung eines Korunds mit einer Härte von 9 Mohs mit unterschiedlichen Korngrößen hat gezeigt, dass insbesondere Korngrößen, die geringer als $120 \mu\text{m}$ sind, nur einen geringen Verschleißabtrag am Werkstoff im Millertest verursachen, Abbildung 10.5. In diesem Fall gilt, dass die eingreifende Korngröße sich exponentiell auf den Verschleiß auswirkt.

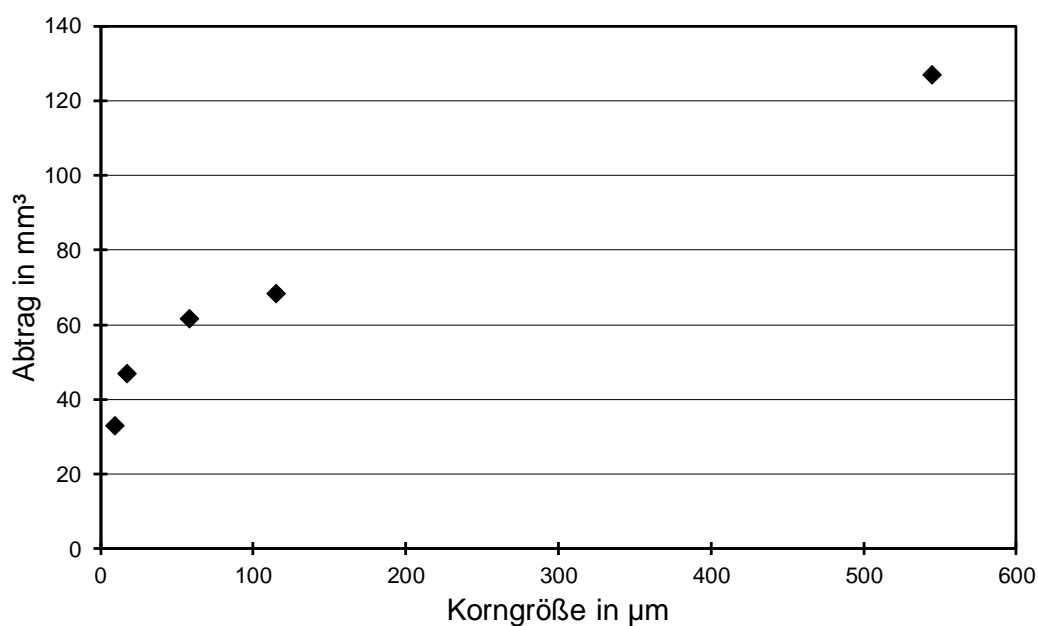
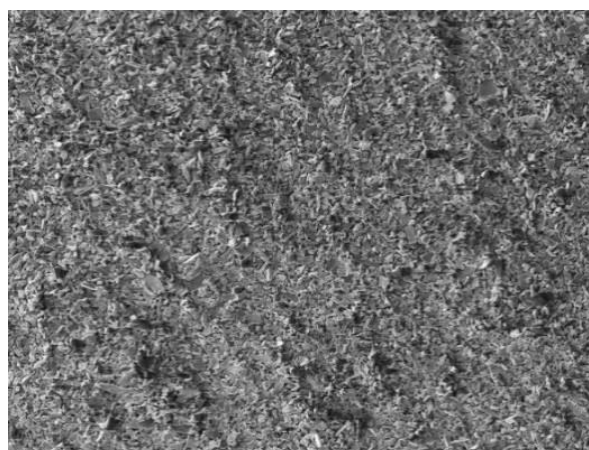
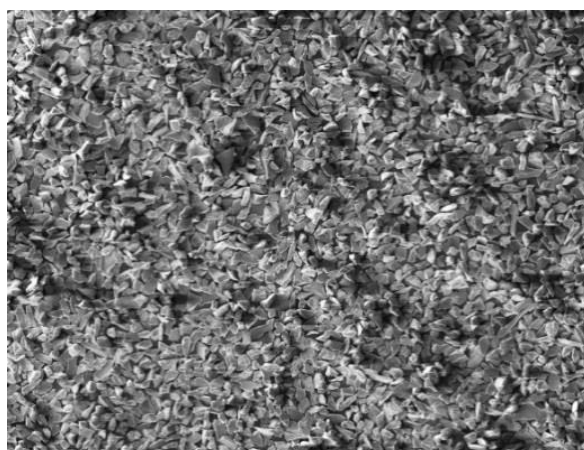
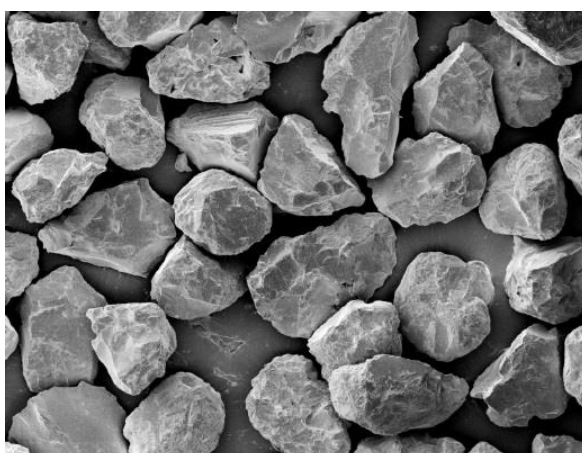
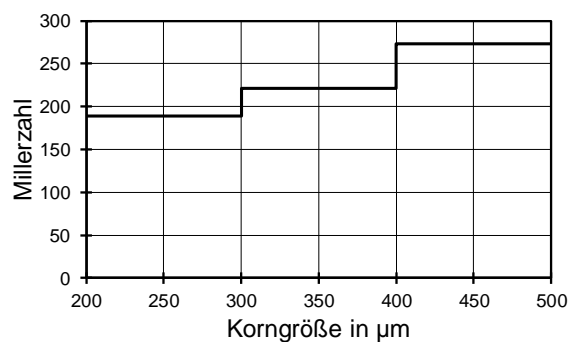
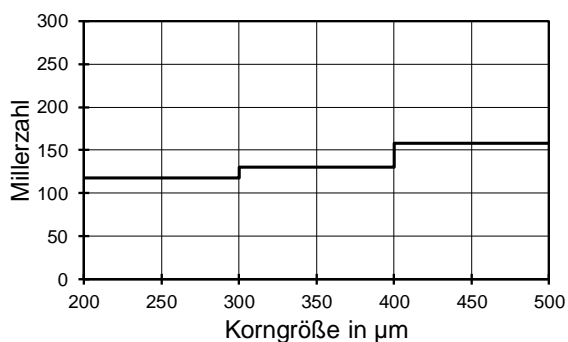


Abbildung 10.5: Verschleißabtrag in Abhängigkeit von der Korngröße

In Abbildung 10.6 sind die zugehörigen REM-Aufnahmen der verwandten Korunde dargestellt. Alle Korunde weisen blockige Körner auf.

Korund F600 ($d_{50} = 9,3 \mu\text{m}$)Korund F400 ($d_{50} = 17,3 \mu\text{m}$)Korund F120 ($d_{50} = 115 \mu\text{m}$)Korund F36 ($d_{50} = 545 \mu\text{m}$)**Abbildung 10.6: Korunde verschiedener Körnungen [125, 135]**

Einen weiteren Einfluss hat die Kornform auf den Verschleißabtrag in Millertest. Es hat sich gezeigt, dass bei konstanter Mohshärte ein blockiges Korn mehr Verschleiß verursacht als ein rundes Korn [124]. Untersucht wurde dieser Umstand für zwei Quarzsände, Abbildung 10.7.

**Abbildung 10.7: Einfluss der Kornform auf die Millerzahl bei einem runden Korn (links) und einem blockigem Korn (rechts) [124]**

Der für alle weiteren Versuche verwendete abrasive Stoff wird aufgrund der in diesem Kapitel aufgeführten Ergebnisse ausgewählt. Um den Verschleiß der gefüllten Kunststoffschmelze besser simulieren zu können, wäre es wünschenswert, Füllstoffe zu verwenden; allerdings weisen diese in dem hier gewählten Tribosystem mit ihrer geringen Korngröße und Mohshärte sehr geringe Abträge auf. Um eine Aussage über die Verschleißbeständigkeit in diesem Test treffen zu können, wird daher das Edelkorund F220, wie in der Norm nach ASTM G75 vorgegeben, genutzt.

10.2.2 Einfluss der Werkstoffhärte

Generell betrachtet, ist in diesem Tribosystem kein Zusammenhang zwischen Werkstoffhärte und Verschleißbeständigkeit festzustellen. Es gilt jedoch, dass bei Verwendung des gleichen Werkstoffs ein Werkstoff im gehärteten Zustand im Millertest eine höhere Verschleißbeständigkeit besitzt als im weichen Zustand [124].

Werden jedoch Werkstoffe unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung und ähnlicher Härte betrachtet, so kann festgestellt werden, dass je größer der Anteil an Kohlenstoff (κ_C) und der Anteil an Karbidbildnern (κ_K) ist, sich die Verschleißbeständigkeit ebenfalls erhöht [126, 133, 136, 137], Abbildung 10.8.

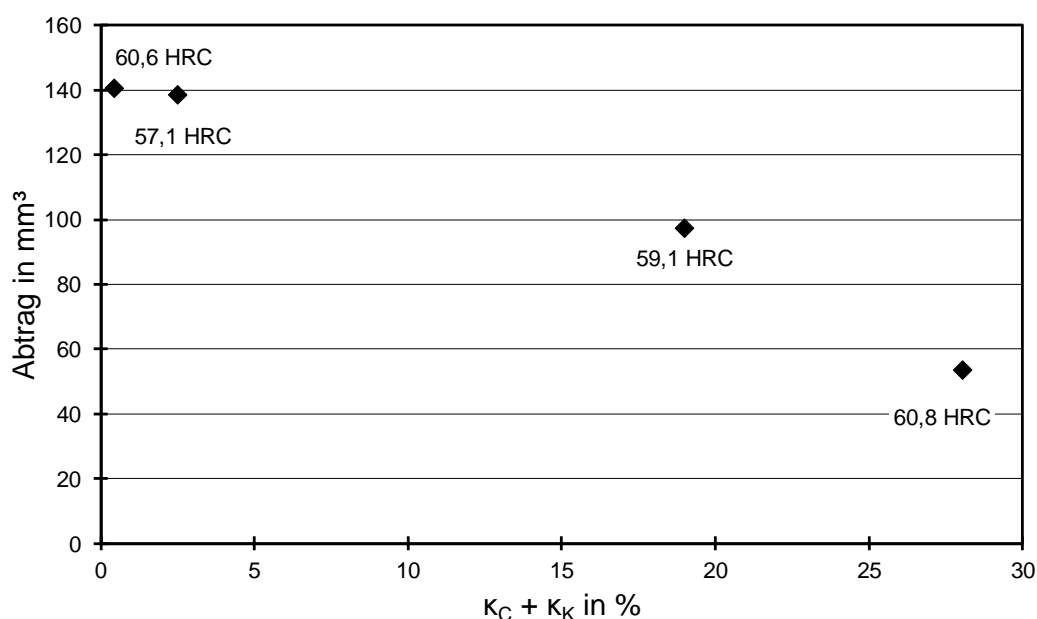


Abbildung 10.8: Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die Verschleißbeständigkeit (Miller) [124]

Ein ähnliches Verhalten konnte auch für die Legierungssysteme CoCrWC und NiCrBSi ermittelt werden. Wobei die NiCrBSi-Legierungen auf Grund ihrer übereutektischen Gefüge im Dreikörperabrasivverschleiß eine generell bessere Verschleißbeständigkeit aufweisen als die CoCrWC-Legierungen [124].

10.2.3 Verhalten der Versuchswerkstoffe

Im Folgenden sind die Ergebnisse der untersuchten Versuchswerkstoffe im Dreikörperabrasionstest nach G75 dargestellt. Die Versuche sind nach Standardparametern,

wie in der Einleitung des Kapitels 7.5.1 aufgeführt, durchgeführt worden. Als Abrasivgut wurde jeweils ein Edelkorund der Körnung F220 verwendet. Zunächst werden die Ergebnisse der Standardlegierungen sowie der jeweiligen Legierungsgruppen aufgeführt und am Ende miteinander verglichen.

In Abbildung 10.9 sind die Verschleißabträge der kommerziell erhältlichen Standardlegierungen bzw. Panzerwerkstoffe dargestellt. Die am häufigsten eingesetzten Legierungen 1.4112, Co-Alloy 12 und Colmonoy 56 PTA weisen ähnliche Verschleißabträge auf. Aufgrund seines höheren Karbidanteils hat Co-Alloy 1 eine bessere und Co-Alloy 6 (mit dem geringsten Karbidanteil) die schlechteste Verschleißbeständigkeit im vorliegenden Verschleißtest. Des Weiteren ist der Werkstoff 1.8550 untersucht worden. Im Ausgangszustand weist dieser Nitrierstahl nur eine Grundhärte von 28,0 HRC und auch insgesamt im Bereich der hier untersuchten Standardwerkstoffe die schlechteste Verschleißbeständigkeit auf. Außerdem ist der 1.8550 im nitrierten Zustand (Parameter siehe Kapitel 7.5.2) getestet worden. Die Härte beschränkt sich auf die nitrierte Schicht und konnte aufgrund der geringen Schichtdicke nur mit HV0,2 bestimmt werden. Durch die Nitrierung verbessert sich die Verschleißbeständigkeit des 1.8550 etwas, jedoch nur geringfügig im Vergleich zu den übrigen in diesem Diagramm dargestellten Werkstoffen.

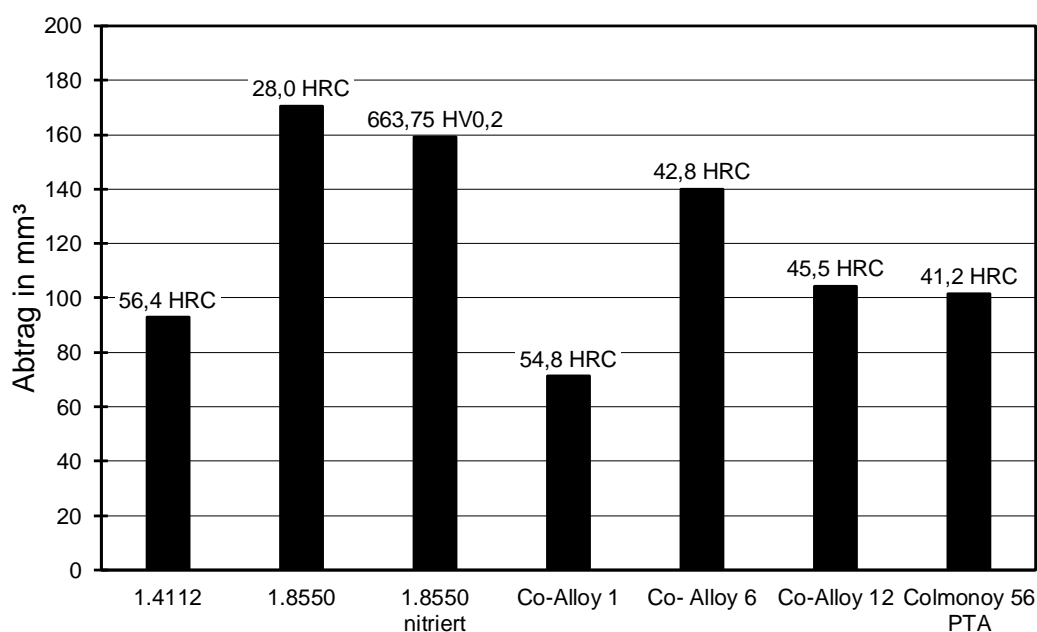


Abbildung 10.9: Verschleißabtrag (Miller) der Standardwerkstoffe 1.4112, 1.8550, 18550 nitriert, Co-Alloy 1, Co-Alloy 6 und Co-Alloy 12 und Colmonoy 56 PTA

Die Legierung Co-Alloy 12 wird im Folgenden zu Vergleichszwecken zu den intermetallischen Hartlegierungen vorrangig betrachtet werden, da sie hauptsächlich für die Stegpanzerung von Extruderschnecken eingesetzt wird.

Die folgenden Abbildungen zeigen die Verschleißabträge der in Kapitel 8 vorgestellten Legierungssysteme jeweils in Abhängigkeit des Hauptlegierungselements. In Abbildung 10.10 ist der Verschleißabtrag der Eisen-Titan-Legierungen in Abhängigkeit des

Titangehalts dargestellt. Dabei lassen sich die sechs Legierungen in drei Gruppen einteilen. FeTi6 und FeTi8 mit einer Härte von ca. 48,0 HRC weisen die höchsten Verschleißabträge auf. FeTi12, FeTi14 und FeTi16 (Härte rd. 55,1 HRC) liegen in der Mitte der Abträge und FeTi20 (Härte 59,0 HRC) hat den geringsten Verschleißabtrag.

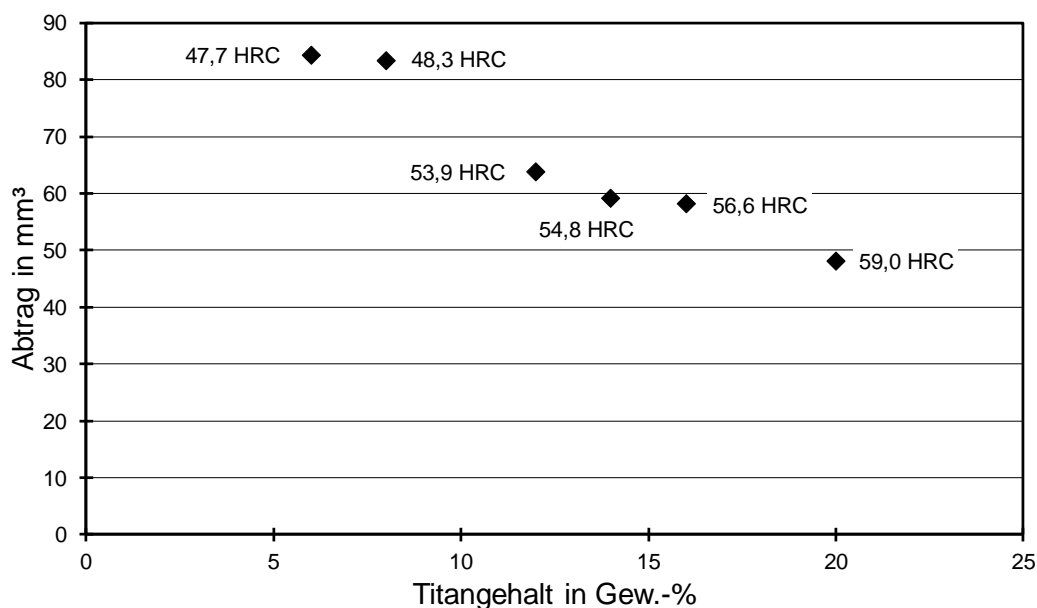


Abbildung 10.10: Verschleißabtrag (Miller) in Abhängigkeit vom Titangehalt

Das Verschleißverhalten der Eisen-Molybdän-Legierungen ist in [Abbildung 10.11](#) wiedergegeben. Auch bei diesem Legierungssystem sinkt der Verschleißabtrag mit steigendem Molybdängehalt, proportional dazu steigt auch die Härte an. Die maximale Härte beträgt 39,6 HRC beim höchsten Molybdängehalt von 25 Gew.-%. Die Verschleißabträge sind allerdings insgesamt wesentlich höher als im System Eisen-Titan.

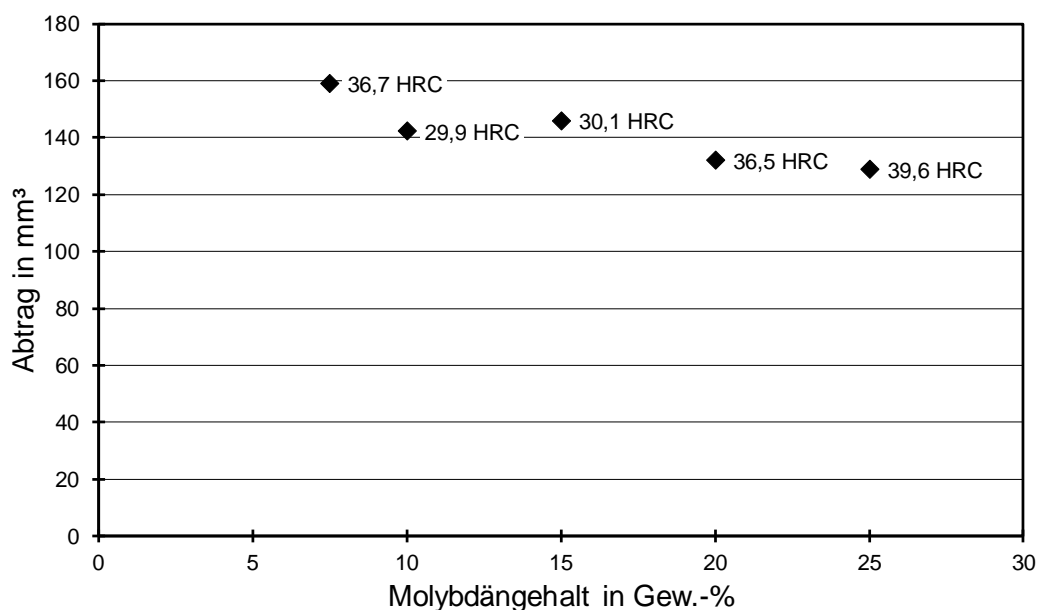


Abbildung 10.11: Verschleißabtrag (Miller) in Abhängigkeit vom Molybdängehalt (1)

Zuletzt sind noch die Verschleißabträge der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen ermittelt worden, [Abbildung 10.12](#). Hier ist ebenfalls der sinkende Abtrag mit steigendem Molybdängehalt ersichtlich. Die Abträge liegen deutlich unterhalb derer der Eisen-Molybdän-Legierungen und insgesamt sind die Härtewerte über den Molybdängehalten breiter gefächert (32,3–51,9 HRC).

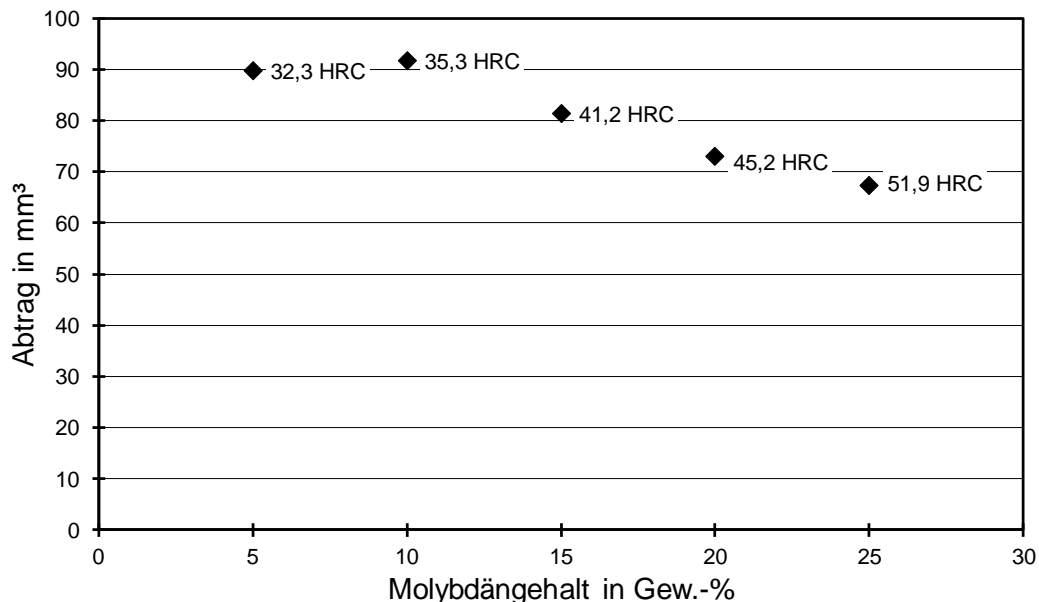


Abbildung 10.12: Verschleißabtrag (Miller) in Abhängigkeit vom Molybdängehalt (2)

Abschließend wird noch das Verschleißverhalten der untersuchten Legierungen untereinander verglichen und ins Verhältnis zum 1.4112 und Co-Alloy 12 gesetzt. Für die Eisen-Titan-Legierungen wird die Legierung FeTi14 verwendet, da die Legierung FeTi20 beim Schweißen gezeigt hat, dass sie zu spröde ist und sich sehr viele Risse bilden. Weiterhin lohnt sich wirtschaftlich betrachtet der Gehalt von 16 Gew.-% Titan nicht, da die Verschleißbeständigkeit der Legierung FeTi14 ähnelt. Aus dem Legierungssystem Eisen-Molybdän wird die Legierung FeMo20 ausgewählt. Das Verschleißverhalten ist nahezu das gleiche wie bei der Legierung FeMo25 und die Gießversuche haben gezeigt, dass Molybdängehalte oberhalb von 20 Gew.-% zu sprödem Werkstoffverhalten führen. Beim Legierungssystem Eisen-Titan-Molybdän wird ebenfalls die Legierung mit den 20 Gew.-% Molybdän ausgewählt, um einen direkten Vergleich zum FeMo20 zu haben.

Zusammenfassend zeigt sich, [Abbildung 10.13](#), dass die Legierung FeTi14 die beste Verschleißbeständigkeit im durchgeführten Millertest aufweist. Insgesamt zeigt die Legierung Ti10Mo20 nur eine geringfügig schlechtere Verschleißbeständigkeit als der FeTi14 auf. Beide Legierungen haben deutlich geringere Abträge als die Vergleichslegierungen Co-Alloy 12 und 1.4112. Lediglich die Legierung FeMo20 weist ein sehr viel schlechteres Verhalten im vorliegenden Versuch auf und wird somit voraussichtlich nicht für die geforderte Anwendung geeignet sein.

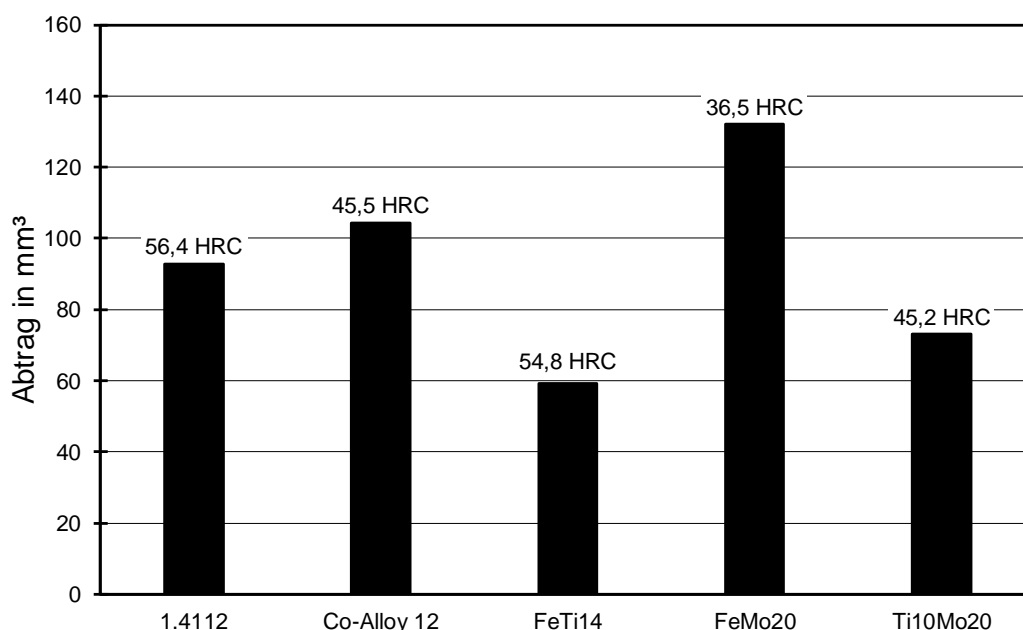


Abbildung 10.13: Vergleichende Darstellung der Verschleißabträge (Miller)

10.3 Adhäsiver Verschleiß

Der adhäsive Verschleiß der Werkstoffpaarungen wird in der vorliegenden Arbeit mit dem Stift-Rolle-Prüfstand des Instituts untersucht.

Nach der Bestimmung der generellen Adhäsionsbeständigkeit gegen einen 100Cr6 werden ausgewählte Werkstoffe auf Wellen geschweißt und als Rollen eingesetzt, die somit dem Schneckenkörper entsprechen. Als Stiftgegenkörper wird dann ein nitrierter 1.8550 verwendet, der den Zylinder darstellen wird.

10.3.1 Einfluss der Rollenhärte

Der Einfluss der Rollenhärte wird mit der Werkstoffpaarung 1.4112 gegen 100Cr6 untersucht, wobei die Proben des 1.4112 mit einer Durchschnittshärte von ca. 58,7 HRC verwendet werden und der Rollenwerkstoff 100Cr6 in zwei Härtemodifikationen vorliegt, Abbildung 10.14. Zum einen lag die mittlere Härte bei 58,3 HRC und zum anderen bei 65,3 HRC. Für die Untersuchungen werden die Reibgeschwindigkeiten zwischen 0,5–2,0 m/s bei einer Normalkraft von 150 N variiert. Die Abbildung zeigt, dass es nur minimale Unterschiede zwischen den Rollenhärten gibt. Lediglich der Gesamt-abtrag bei einer Reibgeschwindigkeit von 2 m/s schwankt stärker. Dies liegt aber vermutlich daran, dass bereits die Werte der weicheren Reibpaarung untereinander starke Abweichungen aufgewiesen haben.

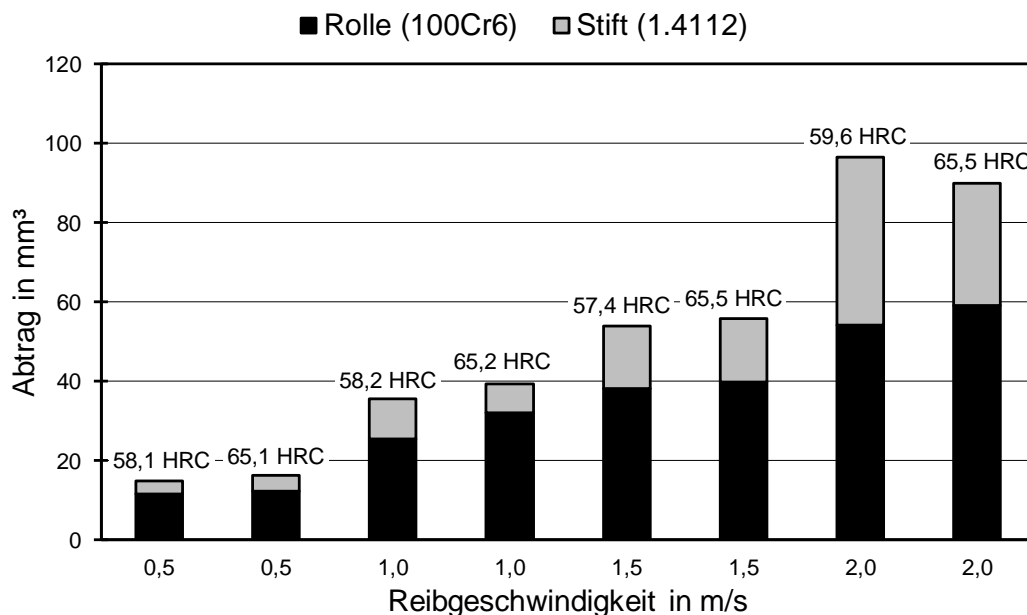


Abbildung 10.14: Einfluss der Rollenhärte auf den Gesamtabtrag (1.4112 gegen 100Cr6, 150 N)

Aufgrund dieser Ergebnisse kann davon ausgegangen werden, dass die Rollenhärte bei unverändertem Stiftwerkstoff nur einen untergeordneten Einfluss auf das Verschleißergebnis hat.

Für den Reibwert wird ein ähnliches Ergebnis erhalten, Abbildung 10.15. Unter Einbezug der Standardabweichung kann davon ausgegangen werden, dass auch hier der Einfluss der Rollenhärte vernachlässigbar ist. Des Weiteren zeigt sich, dass sich der Reibwert μ durch eine Erhöhung der Reibgeschwindigkeit leicht verringert. Dies könnte daran liegen, dass durch die höhere Reibgeschwindigkeit es zu weniger adhäsiven Verschweißungen kommen kann als bei einer niedrigeren.

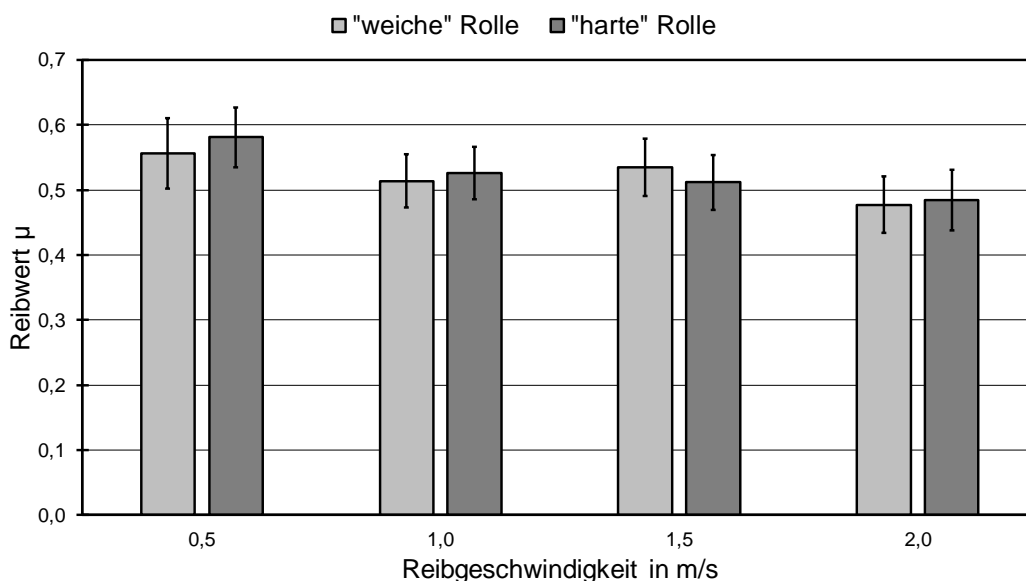


Abbildung 10.15: Einfluss der Rollenhärte auf den Reibwert (1.4112 gegen 100Cr6, 150 N)

10.3.2 Abhängigkeit von Normalkraft und Reibgeschwindigkeit

Die Abhängigkeit von Normalkraft und Reibgeschwindigkeit auf den Verschleißabtrag im Stift-Rolle-Test ist ebenfalls mit der Werkstoffpaarung 1.4112 / 100Cr6 ermittelt worden, Abbildung 10.16. Wie zu erwarten, steigt mit Belastung und Reibgeschwindigkeit auch der Verschleißabtrag der Werkstoffpaarungen in diesem Tribosystem.



Abbildung 10.16: Verschleißabtrag (SRZ) in Abhängigkeit von Normalkraft und Geschwindigkeit; Werkstoff: 1.4112 gegen 100Cr6, Temperatur: 175 °C

Der Reibwert hingegen fällt mit zunehmender Reibgeschwindigkeit und Anpresskraft, Abbildung 10.17. Mit steigender Reibgeschwindigkeit werden eventuell vorhandene Mikroverschweißungen leichter überwunden und der Reibwert sinkt. Allerdings sind die Unterschiede zwischen den einzelnen Lasten sehr gering, so dass sie immer noch innerhalb der Schwankungsbreite der Standardabweichung liegen.

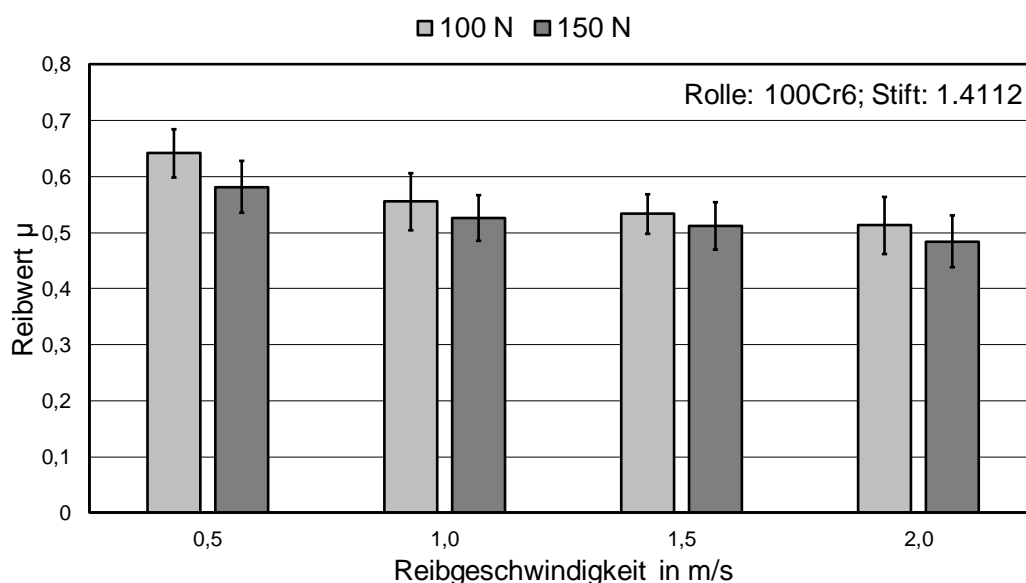


Abbildung 10.17: Darstellung des Reibwertes in Abhängigkeit der Reibgeschwindigkeit und Normalkraft; Werkstoff: 1.4112 gegen 100Cr6, Temperatur: 175 °C

10.3.3 Einfluss der Temperatur

Als allgemeine Untersuchung wurde weiterhin die Temperatur als Einfluss auf den Gesamtabtrag der Stift-Rolle-Paarung 1.4112 / 100Cr6 bei einer Normalkraft von 150 N und einer Reibgeschwindigkeit von 2 m/s durchgeführt. Wie eingangs beschrieben, darf der Extrusionsprozess nicht zu hohe Temperaturen erfahren, da die Kunststoffe ansonsten geschädigt werden können. Es gibt jedoch auch Kunststoffe, die bei deutlich höheren Temperaturen verarbeitet werden, bspw. Polyamid, oberhalb von 240 °C oder Polyetheretherketon oberhalb von 400 °C [25, 30, 138].

Die Versuche zeigen, dass mit steigender Temperatur sowohl der Gesamtverschleißabtrag als auch der Reibwert sinken, Abbildung 10.18. Es fällt jedoch auf, dass insbesondere bei 200 °C der Rollenabtrag sehr hoch ist. Dies könnte darin begründet sein, dass der eingesetzte 100Cr6 bei dieser Temperatur in der Regel angelassen wird, somit in diesem Fall einer Wärmebehandlung ausgesetzt ist und dadurch weitere Umwandlungsprozesse im Werkstoff vollzogen werden, die jedoch vermutlich unvollständig sind. Dies könnte dazu führen, dass in diesem Fall kaum ausreichende Verschleißreserven vorhanden sind.

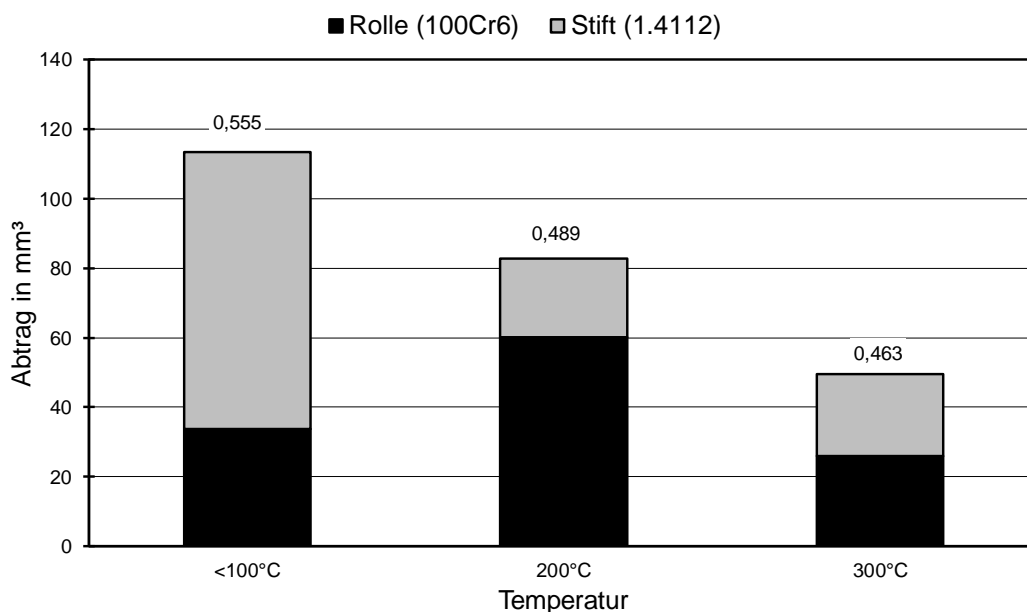


Abbildung 10.18: Temperatureinfluss auf den Gesamtabtrag (1.4112 gegen 100Cr6, 150 N, 2 m/s)

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass höhere Verarbeitungstemperaturen sich besser auf die Verschleißbeständigkeit in dem gewählten Tribosystem auswirken.

10.3.4 Adhäsiver Verschleiß - legierter Stift

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Adhäsionsprüfungen gegen einen „neutralen“ Gegenkörper aufgeführt; es wird ein 100Cr6 (1.3505) verwendet. Die Standardparameter können Kapitel 7.5.2 entnommen werden. Auch hier werden zunächst die Ergebnisse der Standardlegierungen sowie der jeweiligen eisenbasierten, intermetallischen Legierungsgruppen aufgeführt und am Ende miteinander verglichen. Dabei ist

es, wie eingangs beschrieben, erstrebenswert, dass der Schneckenwerkstoff (in diesem Kapitel der Stift) stärker verschleißt, da die Extruderschnecke in einer Schneckenmaschine das Verschleißteil darstellen soll, da sie leichter ersetzt werden kann. Für alle Werkstoffpaarungen wird weiterhin der Reibwert oberhalb der Verschleißabtragsäulen angegeben.

In [Abbildung 10.19](#) sind die Verschleißabträge der Vergleichslegierungen aufgezeigt. Insgesamt weist der Stahlwerkstoff 1.4112 die schlechteste Verschleißbeständigkeit in diesem Versuch auf. Der nitrierte 1.8550 verschleißt auf Seiten des Stiftes am stärksten und bildet somit das gewünschte Verschleißverhalten ab. Allerdings erfolgt hier ein sehr großer Verschleißabtrag am Stift, so dass die Extruderschnecke unter den gegebenen Bedingungen zu häufig ausgetauscht werden müsste. Ein ähnliches Verhalten zeigt die Verschleißschutzlegierung Colmonoy 56 PTA. Dieses Verhalten ist auf die Gitterstruktur des Nickels, kubisch-flächenzentriert, zurückzuführen. Innerhalb dieses Gitters liegen mehr Gleitebenen vor, wodurch der Werkstoff eine geringere Adhäsionsbeständigkeit aufweist. Die Kobaltbasislegierungen zeigen die besten Verschleißergebnisse. Der steigende Legierungsanteil an Karbidbildnern und Kohlenstoff hat hier ebenfalls einen Einfluss auf die Verbesserung der Verschleißbeständigkeit. Allerdings wird bei Betrachtung der Stiftabträge deutlich, dass der Verschleißabtrag der Legierung Co-Alloy 12 nur wenig geringer als der des Co-Alloy 6 ist; nur die Verschleißabträge der Rollen unterscheiden sich.

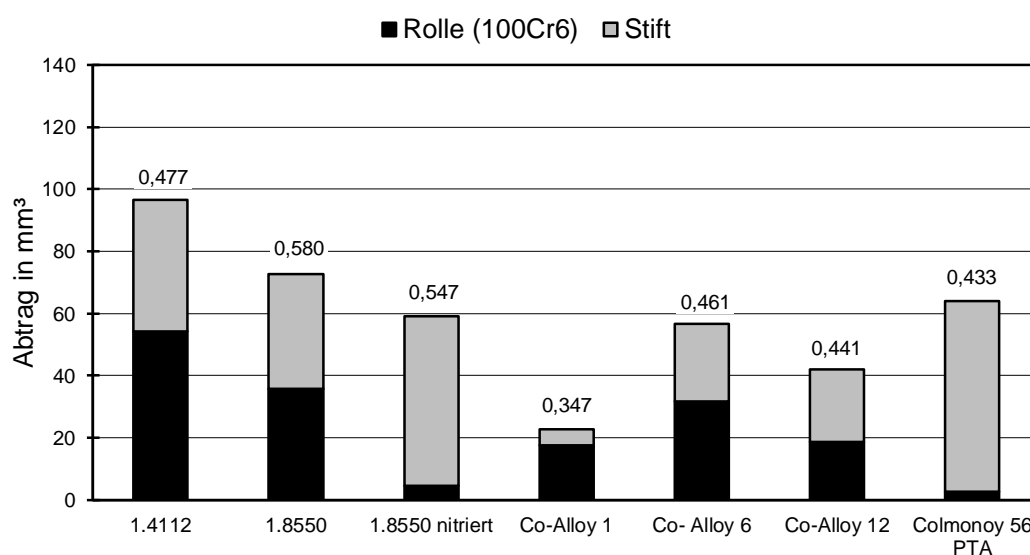


Abbildung 10.19: Verschleißabtrag (SRZ) der Standardlegierungen 1.4112, 1.8550, 1.8550 nitriert, Co-Alloy 1, Co-Alloy 6 und Co-Alloy 12 und Colmonoy 56 PTA (gegen 100Cr6)

Auch bei diesen Versuchen werden die Legierung Co-Alloy 12 und der Stahlwerkstoff 1.4112 zu Vergleichszwecken weiterverwendet.

Der Verschleißabtrag für die Eisen-Titan-Werkstoffe wurde im Stift-Rolle-Test nur an den Legierungen mit 12, 14 und 16 Gew.-% Titan ermittelt, [Abbildung 10.20](#). Obwohl die Legierung FeTi20 im Millerversuch sehr gute Ergebnisse erreicht hat, besitzt sie ein zu sprödes Werkstoffverhalten, um industriell Anwendung finden zu können. Von

den drei untersuchten Legierungen hat FeTi14 den niedrigsten Gesamtverschleiß sowie den niedrigsten Reibwert. Wird nur der Verschleißabtrag der Stifte betrachtet, weist die Legierung FeTi16 den besten Verschleißwiderstand auf. Allerdings wird hier die Rolle um ein Vielfaches stärker verschleifen, was wiederum bedeutet, dass der Schneckenwerkstoff verschleißbeständiger als der Zylinderwerkstoff und dies unerwünscht ist.

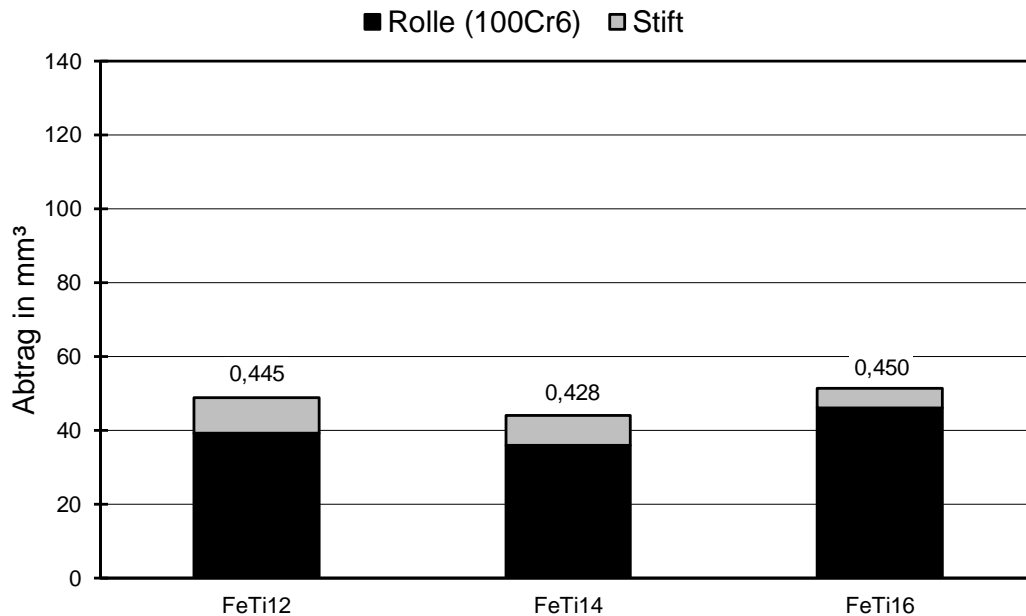


Abbildung 10.20: Verschleißabtrag (SRZ) der Eisen-Titan-Legierungen (gegen 100Cr6)

Aufgrund der nahezu rissfreien Schweißung der Eisen-Molybdän-Legierungen sind hier im Stift-Rolle-Test alle Versuchslegierungen untersucht worden, Abbildung 10.21. Die Legierung FeMo7,5 weist eine sehr große Abweichung im Gesamtverschleiß zu den anderen Werkstoffen auf. Insgesamt fällt jedoch auf, dass der Rollenwerkstoff nur einen sehr geringen Verschleiß aufweist, wohingegen die Stiftwerkstoffe stärker verschliffen werden. Der Werkstoff FeMo20 hat die beste Verschleißbeständigkeit.

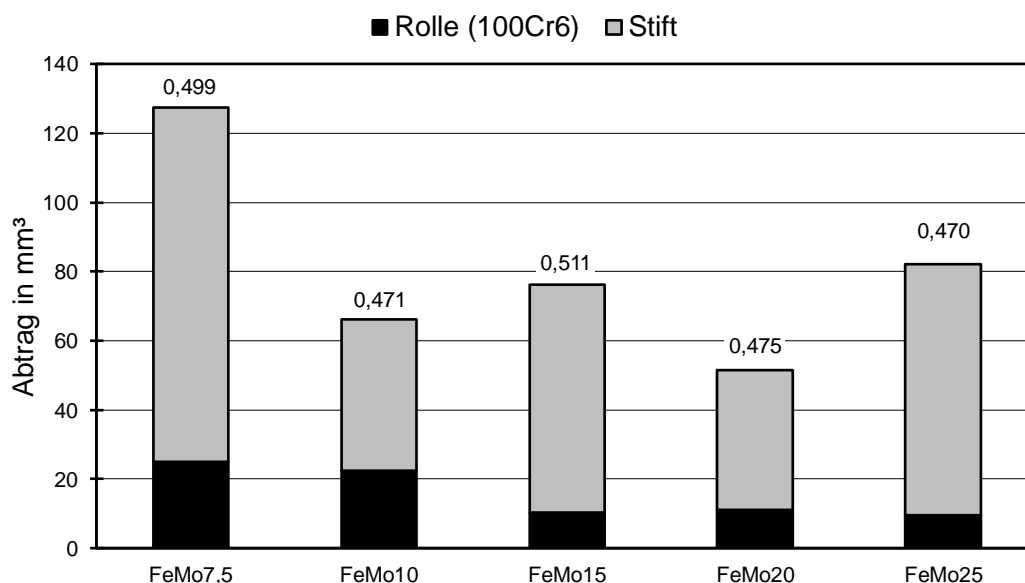


Abbildung 10.21: Verschleißabtrag (SRZ) der Eisen-Molybdän-Legierungen (gegen 100Cr6)

Bei der Legierungsgruppe Eisen-Titan-Molybdän wurden ebenfalls alle fünf Legierungssysteme untersucht, Abbildung 10.22. Bis zu einem Legierungsgehalt von 20 Gew.-% Molybdän weisen die Rollen sehr geringe Verschleißabträge auf. Allerdings sind die Stiftabträge teilweise bis um das 10fache höher. Die beste Verschleißbeständigkeit zeigt die Legierung Ti10Mo25, wobei bei dieser der Rollenabtrag doppelt so hoch wie bei den übrigen Legierungen ist. Für die vergleichenden Darstellungen wird ebenfalls der Ti10Mo20 verwendet. Dieser kann in den direkten Vergleich zum verwendeten FeMo20 gesetzt werden, da sich beide Legierungen nur durch das Zulegieren mit Titan unterscheiden. Der FeMo25 zeigt ein deutlich schlechteres Verhalten bei adhäsivem Verschleiß und es ist daher nicht ratsam, diesen zu verwenden.

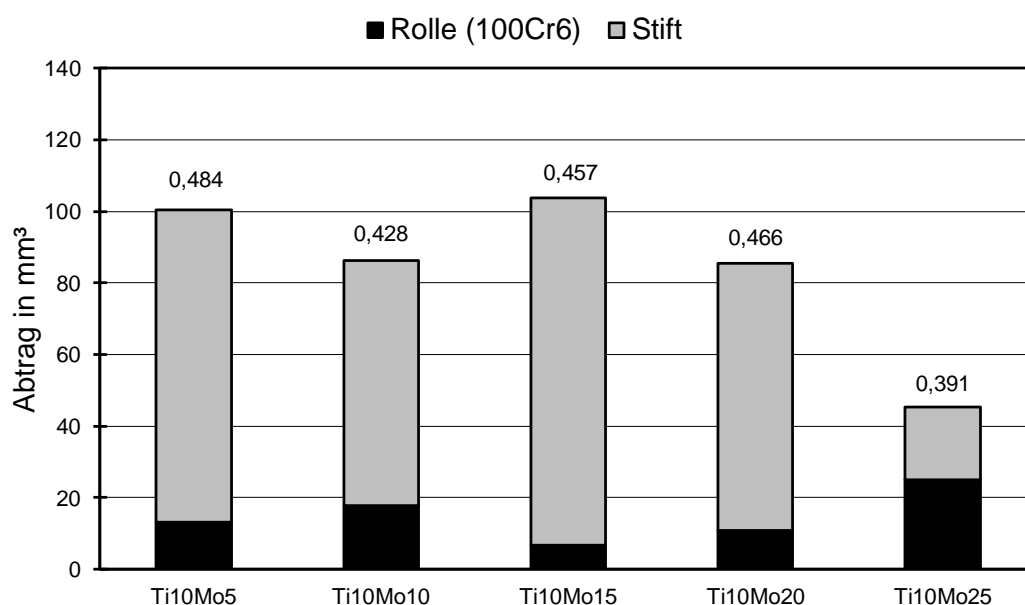


Abbildung 10.22: Verschleißabtrag (SRZ) der Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen (gegen 100Cr6)

Zusammenfassend zeigt sich, dass die Legierung Co-Alloy 12 die beste Verschleißbeständigkeit im Stift-Rolle-Versuch unter Beachtung des Gesamtverschleißes, Abbildung 10.23, besitzt. Allerdings wird bei der Betrachtung der reinen Stiftabträge deutlich, dass die Legierung FeTi14 den geringsten Verschleißabtrag aufweist. Andererseits wird durch diese Legierung auch der Rollenwerkstoff am zweistärksten geschädigt.

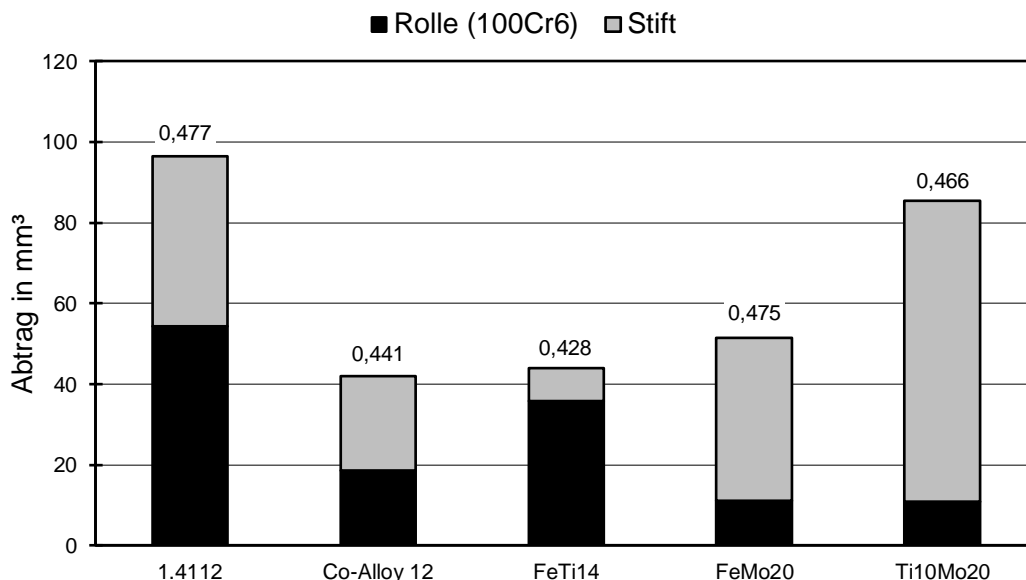


Abbildung 10.23: Vergleichende Darstellung der Verschleißabträge (SRZ) (gegen 100Cr6)

Die Oberflächen der Werkstoffpaarungen Co-Alloy 12, FeTi14, FeMo20 und Ti10Mo20 gegen 100Cr6 sind nach Beendigung der Versuche im REM untersucht worden. In der linken Abbildung ist jeweils die Stiftoberfläche und in der rechten die Rollenoberfläche abgebildet.

Die Betrachtung der Paarung Co-Alloy 12 / 100Cr6, Abbildung 10.24, zeigt, dass die Oberfläche des Stiftes adhäsiv bedingte Riefen sowie Werkstoffausbrüche aufweist und es an einigen Stellen zu Brandrissen gekommen ist. Brandrisse entstehen dann, wenn es aufgrund der tribologischen Beanspruchung zu thermischer Wechsel- und mechanischer Schubverformung kommt. Das dabei entstehende Rissnetz ist in der Regel nur oberflächlich [93]. Die Oberfläche der Rolle weist vorwiegend Werkstoffausbrüche auf, die durch Mikroverschweißungen entstehen.

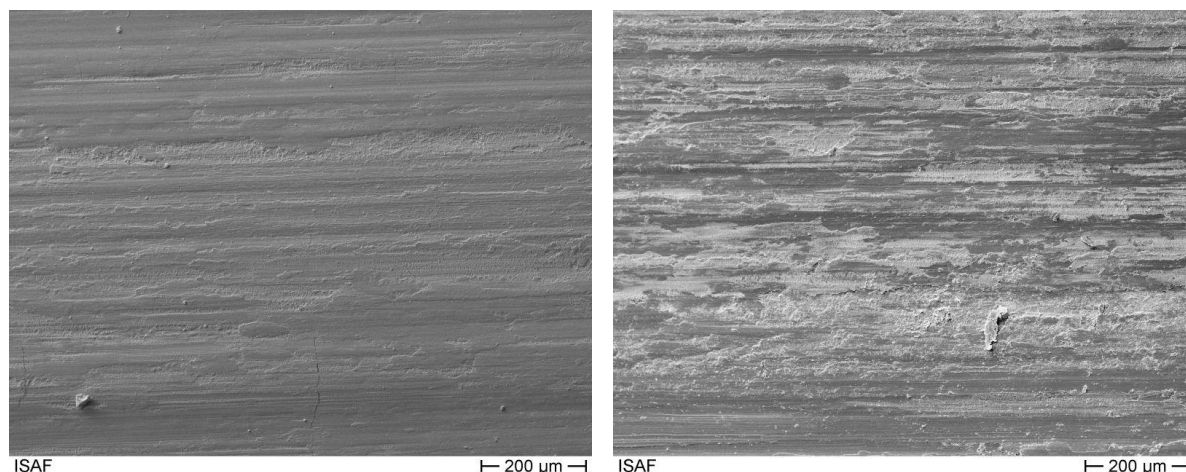


Abbildung 10.24: REM-Aufnahmen der Stift-Rolle-Paarung Co-Alloy 12 / 100Cr6; links: Stift; rechts: Rolle; Anpresskraft: 150 N, Reibgeschwindigkeit: 2 m/s, Temperatur: 175 °C

Die Oberfläche des Stiftes der Werkstoffpaarung FeTi14 / 100Cr6, [Abbildung 10.25](#), zeigt ebenfalls leichte adhäsive Riefen auf. Daneben werden aber auch Werkstoffausbrüche sichtbar. Die Rollenoberfläche weist hauptsächlich Werkstoffausbrüche sowie an einigen Stellen auch Werkstoffübertragungen auf.

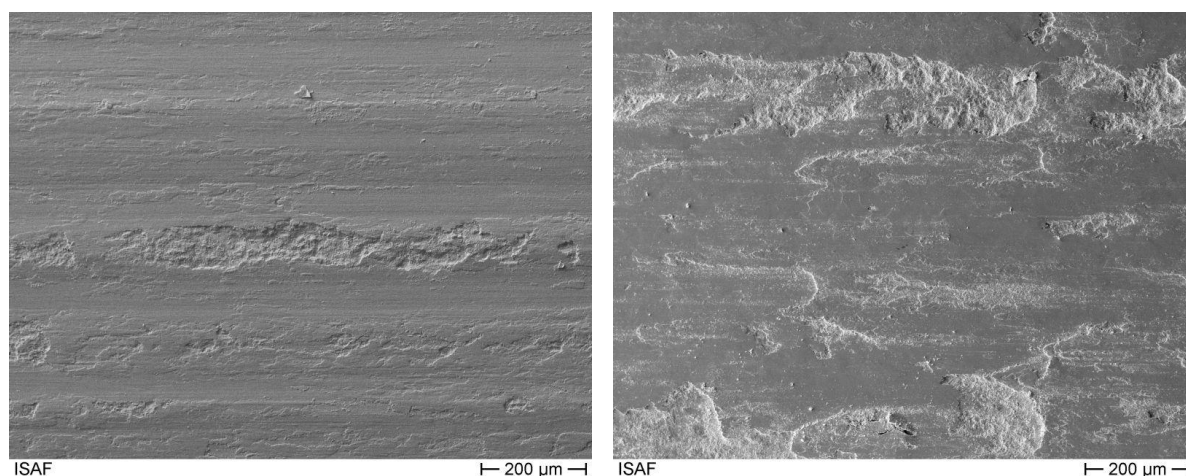


Abbildung 10.25: REM-Aufnahmen der Stift-Rolle-Paarung FeTi14 / 100Cr6; links: Stift; rechts: Rolle; Anpresskraft: 150 N, Reibgeschwindigkeit: 2 m/s, Temperatur: 175 °C

Die Oberfläche des FeMo20 besitzt hauptsächlich adhäsiv bedingte Riefen sowie Werkstoffausbrüche, [Abbildung 10.26](#). Die Rollenoberfläche zeigt ein ähnliches Bild.

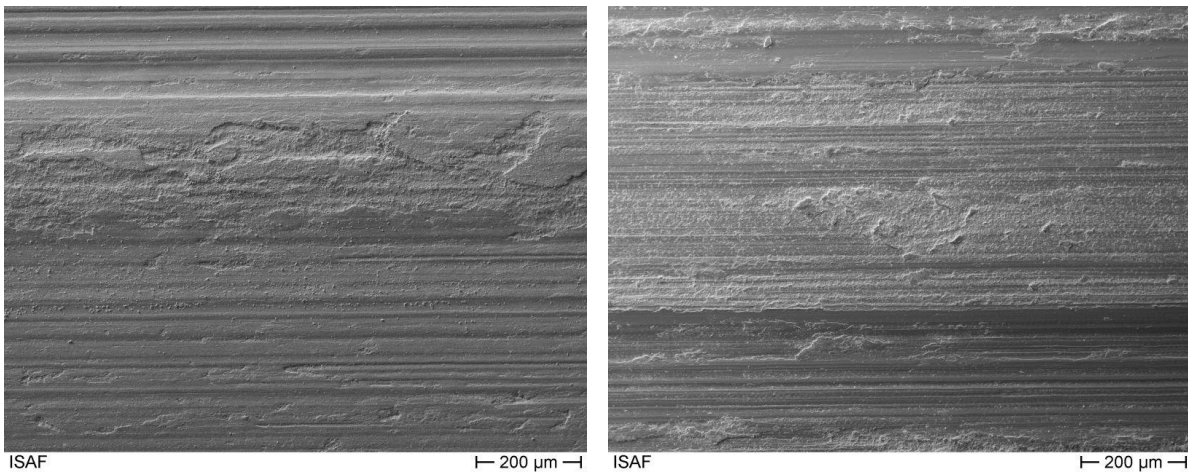


Abbildung 10.26: REM-Aufnahmen der Stift-Rolle-Paarung FeMo20 / 100Cr6; links: Stift; rechts: Rolle; Anpresskraft: 150 N, Reibgeschwindigkeit: 2 m/s, Temperatur: 175 °C

Die Stiftoberfläche der Werkstoffpaarung Ti10Mo20 / 100Cr6, [Abbildung 10.27](#), weist sehr tiefe adhäsiv bedingte Riefen auf. Insbesondere im unteren Drittel des Bildes fallen des Weiteren die größeren Bereiche auf, in denen anscheinend Material fehlt. Die Oberfläche der Rolle ist ebenfalls stark geschädigt. Es ist zu Werkstoffübertragungen und -ausbrüchen gekommen. Im Gegensatz zu den anderen Rollenoberflächen ist diese am stärksten geschädigt worden, obwohl sie nur einen geringen Verschleißabtrag aufweist.

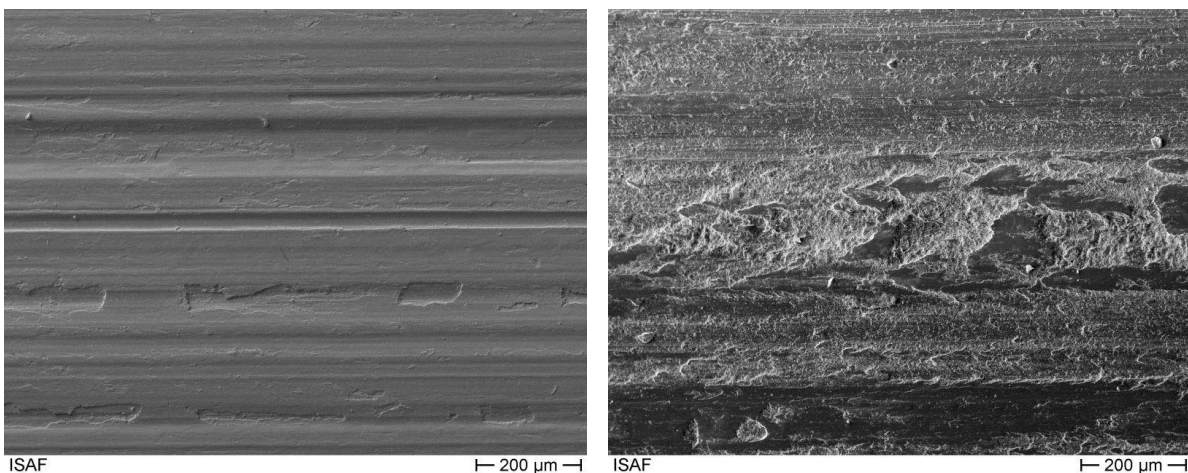


Abbildung 10.27: REM-Aufnahmen der Stift-Rolle-Paarung Ti10Mo20 / 100Cr6; links: Stift; rechts: Rolle; Anpresskraft: 150 N, Reibgeschwindigkeit: 2 m/s, Temperatur: 175 °C

10.3.5 Adhäsiver Verschleiß - legierte Rolle

Um das gewählte Tribosystem Extruderschnecke / Zylinder getreuer darstellen zu können, werden als letzter Schritt Wellen mit ausgewählten Legierungen beschichtet, die anschließend zu Rollen gefertigt werden und somit die Extruderschnecke darstellen. Als Zylinderwerkstoff (in diesem Versuch der Stift) wird ein nitrierter 1.8550 verwendet, wobei dieser, wie in einem Schneckenextruder, feststeht.

Bei den ausgewählten Legierungen handelt es sich um Co-Alloy 12, FeTi14, FeMo20 und Ti10Mo20. Aufgrund der Schweißungen auf Wellen erfahren diese Legierungen

eine andere Wärmeführung als die gegossenen oder auf Platten geschweißten Werkstoffe. Deutlich wird dies, wenn der Anfang und das Ende der Schweißung betrachtet wird, Abbildung 10.28. Die metallographische Untersuchung ist jeweils 5 mm nach Beginn und 5 mm vor Ende der Schweißung erstellt worden. Zum einen bilden sich keine sternförmigen Dendriten mehr aus, wie in Abbildung 8.2 dargestellt, sondern die Matrix scheidet sich in inselförmigen Strukturen aus. Zum anderen wird durch den erhöhten Wärmeeintrag der Anteil der Eisenmatrix größer, wodurch sich weniger Eutektikum ausscheidet.

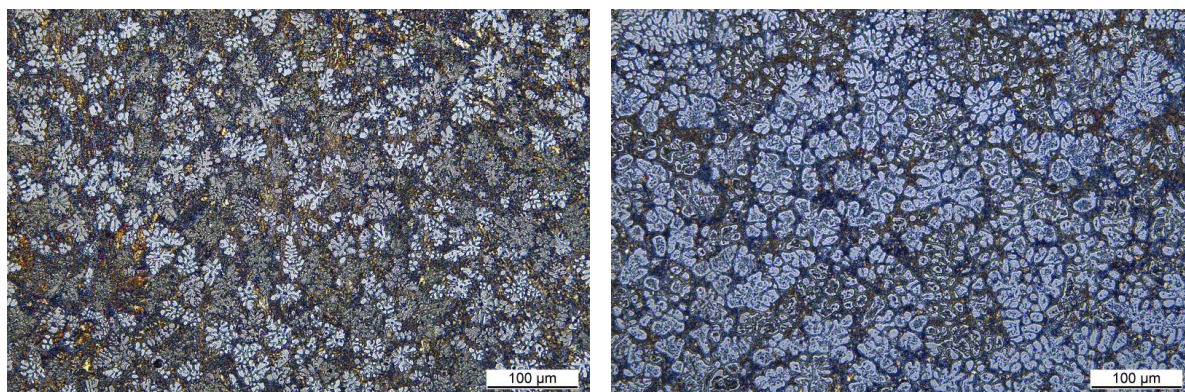
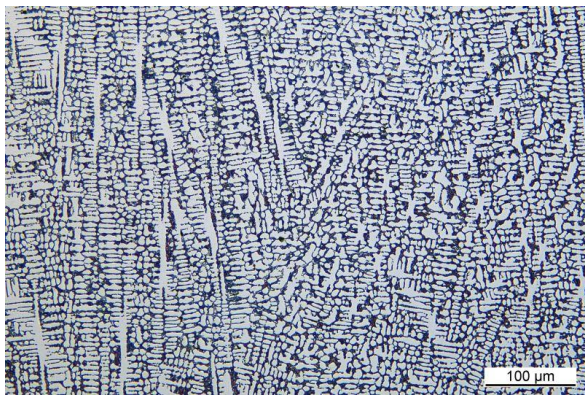
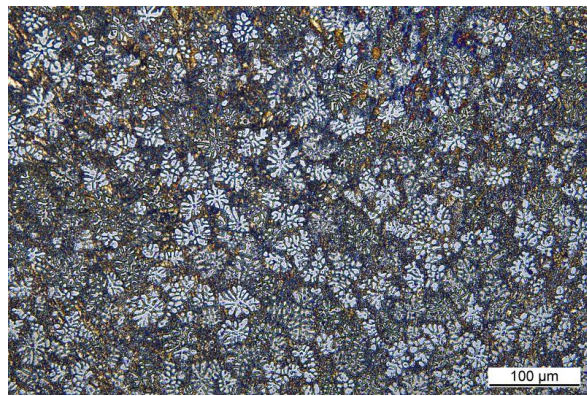


Abbildung 10.28: Unterschiedliche Wärmeeinträge FeTi14; Anfang der Welle links, Ende der Welle rechts (Kontrastierung: Adler)

Aufgrund dieser Erkenntnisse wird vermutet, dass die Temperaturführung hier einen größeren Einfluss auf die Ausbildung der Gefügemorphologie besitzt als der Legierungseinfluss (S355 bzw. 1.8550) des Grundwerkstoffs. Beim Schweißen ist also darauf zu achten, dass die Wärmeführung über die gesamte Schweißlänge erhalten bleibt. Die Gefüge der auf Wellen geschweißten Legierungen sind in Abbildung 10.29 dargestellt.



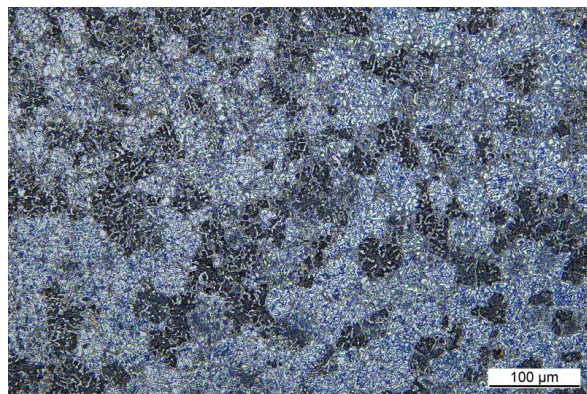
Co-Alloy 12



FeTi14



FeMo20



Ti10Mo20

Abbildung 10.29: Gefüge der auf Wellen geschweißten Legierungen (Kontrastierung: Adler, Murakami)

Die im Stift-Rolle-Versuch erhaltenen Ergebnisse sind in Abbildung 10.30 dargestellt. Die aufgeführten Härtewerte sind auf der Querschnittsfläche der Rollen im Schweißgut erstellt worden. Darüber ist der Reibungskoeffizient angegeben. Auffällig ist, dass der Stift-Werkstoff 1.8550 nur sehr geringe Abträge aufweist. Dies ist ein sehr positives Ergebnis, weil es bedeutet, dass der Zylinderwerkstoff in diesen Reibpaarungen nur minimal abgetragen wird. Insgesamt weist die Reibpaarung Co-Alloy 12 / 1.8550 den geringsten Verschleißabtrag und auch den geringsten Reibungskoeffizienten auf. Geringfügig schlechter ist die Legierung FeTi14. Insbesondere wird bei dieser Legierung der Zylinderwerkstoff weniger abgetragen. Die Legierung FeMo20 wird sich voraussichtlich nicht für die Anwendung als Extruderschneckenwerkstoff eignen, da der Verschleiß in einer „realen“ Werkstoffkombination viel zu hoch ist. Der Abtrag der Legierung FeMo20 entspricht etwa dem Hundertfachen des Co-Alloy 12. Dadurch würde letztendlich keine Kostenersparnis eintreten, da die Extruderschnecke zu häufig regeneriert oder ersetzt werden müsste.

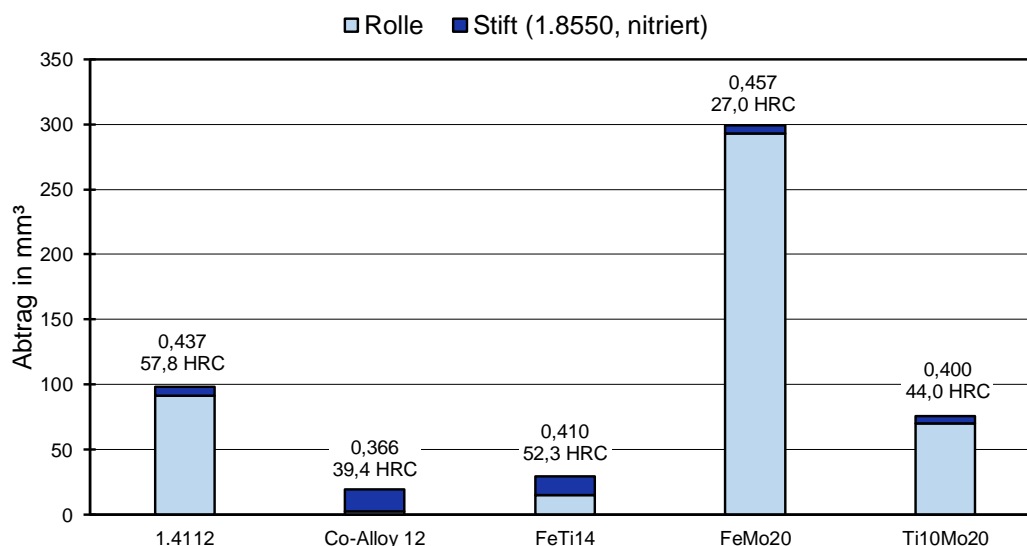


Abbildung 10.30: Verschleißabträge der auf Wellen geschweißten Legierungen (SRZ)

Die Eisen-Titan-Legierung hingegen ist im Vergleich zur Standardlegierung Co-Alloy 12 nur geringfügig schlechter. In [Abbildung 10.31](#) sind jeweils die beiden Versuchsvarianten (Gegenkörper 1.8550 bzw. 100Cr6) im Stift-Rolle-Test dargestellt. Die untere Säule stellt jeweils den Rollenwerkstoff dar, also entweder die auftraggeschweißte Legierung oder den 100Cr6. Die obere Säule stellt den Stiftwerkstoff dar, 1.8550 oder Auftragschweißung.

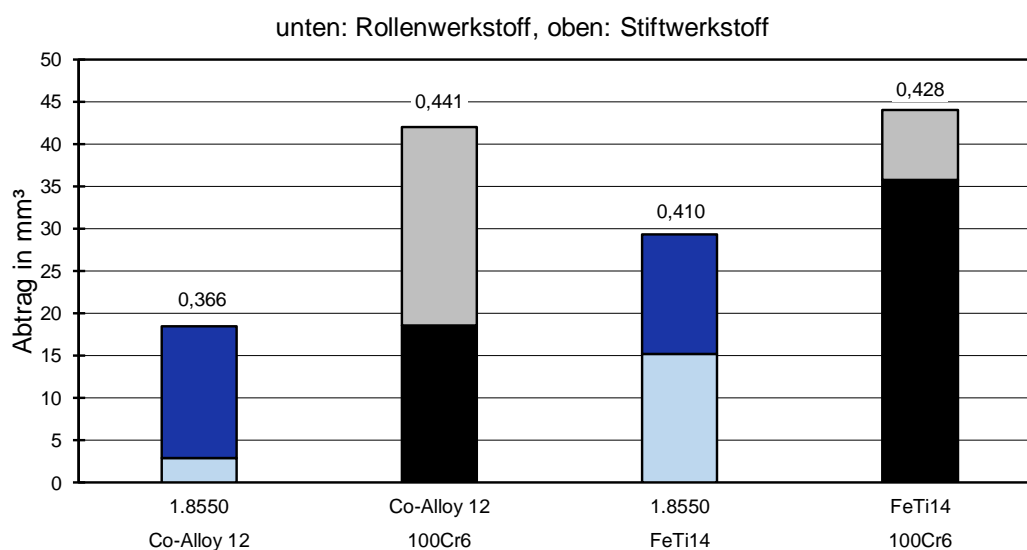


Abbildung 10.31: Vergleich Co-Alloy 12 / FeTi14 (SRZ)

Werden nur die geschweißten Werkstoffe beachtet, so fällt auf, dass die Legierung FeTi14 bei der Raupenschweißung um ein Vielfaches verschleißbeständiger ist, als die Legierung Co-Alloy 12. Bei den auftraggeschweißten Rollen ist die Legierung FeTi14 vom Stiftabtrag zwar insgesamt um das Siebenfache schlechter, beachtet werden muss jedoch, dass der Abtrag des Zylinderwerkstoffs 1.8550 in dieser Werkstoffpaarung geringer ist als gegen die Legierung Co-Alloy 12.

Die Reibwerte zeigen, dass unter Verwendung des nitrierten 1.8550 eine Verringerung der Reibwerte vorliegt. Dies könnte darin begründet sein, dass durch die Nitrierschicht eine Schmierung der Reibpaarung erfolgt. Damit wären auch die Differenzen zwischen den Verschleißabträgen im Vergleich zum 100Cr6 erklärbar.

Die REM-Aufnahmen der beiden Werkstoffpaarungen sind in Abbildung 10.32 (Co-Alloy 12) und Abbildung 10.33 (FeTi14) dargestellt. Der Werkstoff 1.8550 weist bei Beanspruchung gegen die Legierung Co-Alloy 12 hauptsächlich adhäsiv bedingte Riefen sowie Werkstoffübertragungen auf, wohingegen die Legierung Co-Alloy 12 Werkstoffausbrüche zeigt.

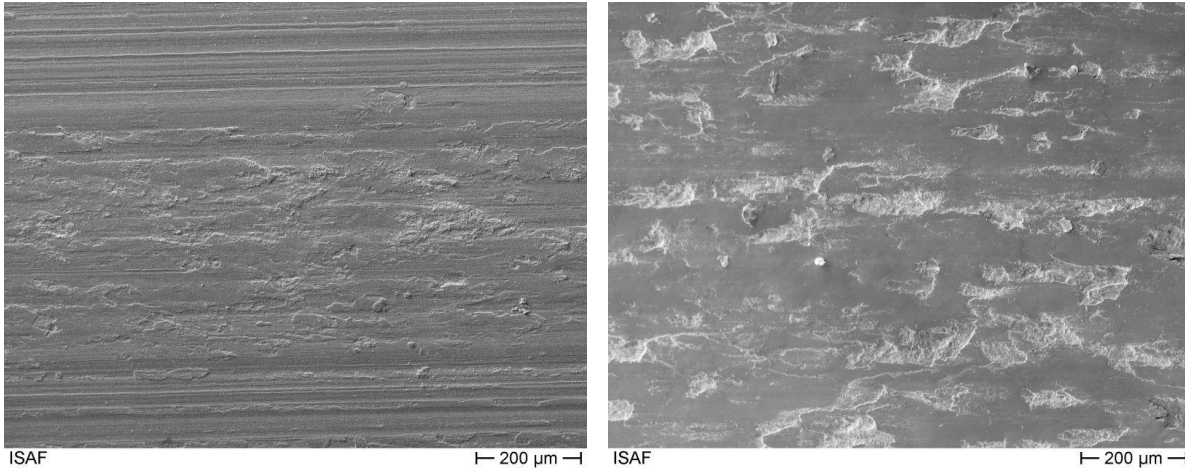


Abbildung 10.32: REM-Aufnahmen der Stift-Rolle-Paarung 1.8550 / Co-Alloy 12; links: Stift; rechts: Rolle; Anpresskraft: 150 N, Reibgeschwindigkeit: 2 m/s, Temperatur: 175 °C

Beim Einsatz des nitrierten 1.8550 gegen die Legierung FeTi14 treten hauptsächlich adhäsiv bedingte Riefen und teilweise Werkstoffübertragungen sowie vereinzelt Werkstoffausbrüche auf. Die Legierung FeTi14 weist vor allem Werkstoffausbrüche und teilweise adhäsiv bedingte Riefen auf.

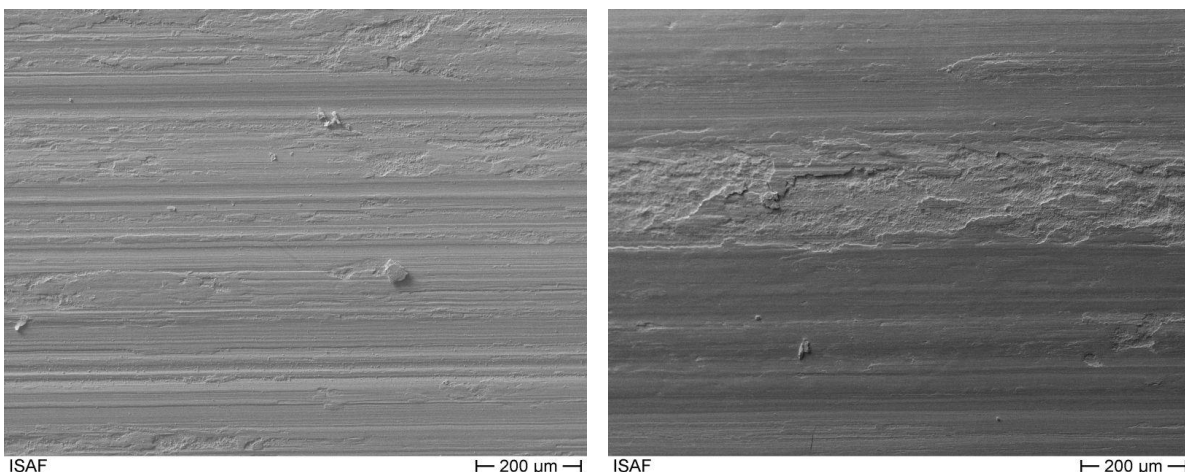


Abbildung 10.33: REM-Aufnahmen der Stift-Rolle-Paarung 1.8550 / FeTi14; links: Stift; rechts: Rolle; Anpresskraft: 150 N, Reibgeschwindigkeit: 2 m/s, Temperatur: 175 °C

10.4 Zusammenfassung der Ergebnisse

Die in dieser Arbeit vorgestellten Legierungen sollen für Extruderschnecken einsetzbar sein. Mit dieser Grundvoraussetzung müssen die Legierungen insbesondere gegen abrasiven Verschleiß beständig sein, da dieser Verschleißmechanismus vorwiegend in Schneckenmaschinen auftritt. Es ist weiterhin notwendig, dass eine Verschleißbeständigkeit gegen Adhäsion vorliegt, auch wenn beim Auftreten dieser die Schneckenmaschine in der Regel bereits einen Totalschaden erlitten hat. Aufgrund dieser Voraussetzungen ist in Abbildung 10.34 der adhäsive über dem abrasiven Verschleiß aufgetragen worden.

Die Versuche wurden jeweils mit den Standardeinstellungen, die Tabelle 7.7 (S. 53) und Tabelle 7.8 (S. 55) entnommen werden können, durchgeführt. Das Diagramm zeigt, dass insbesondere die Eisen-Titan-Legierungen beide Voraussetzungen sehr gut erfüllen. Die Standardlegierung Co-Alloy 12 hingegen weist einen deutlich höheren abrasiven Abtrag bei nahezu gleicher Adhäsionsbeständigkeit auf. Einzig die Legierung Co-Alloy 1 besitzt sowohl hinsichtlich der abrasiven als auch der adhäsiven Beständigkeit bessere Eigenschaften, allerdings wird sie nur sehr selten in Schneckenmaschinen verwandt, da sie ein zu sprödes Werkstoffverhalten hat. Weiterhin besitzt die Legierung Ti10Mo25 ähnlich gute Eigenschaften wie die Eisen-Titan-Legierungen. Das schlechteste Verschleißverhalten, insbesondere bei der Abrasionsbeständigkeit, weisen die Eisen-Molybdän-Legierungen auf.

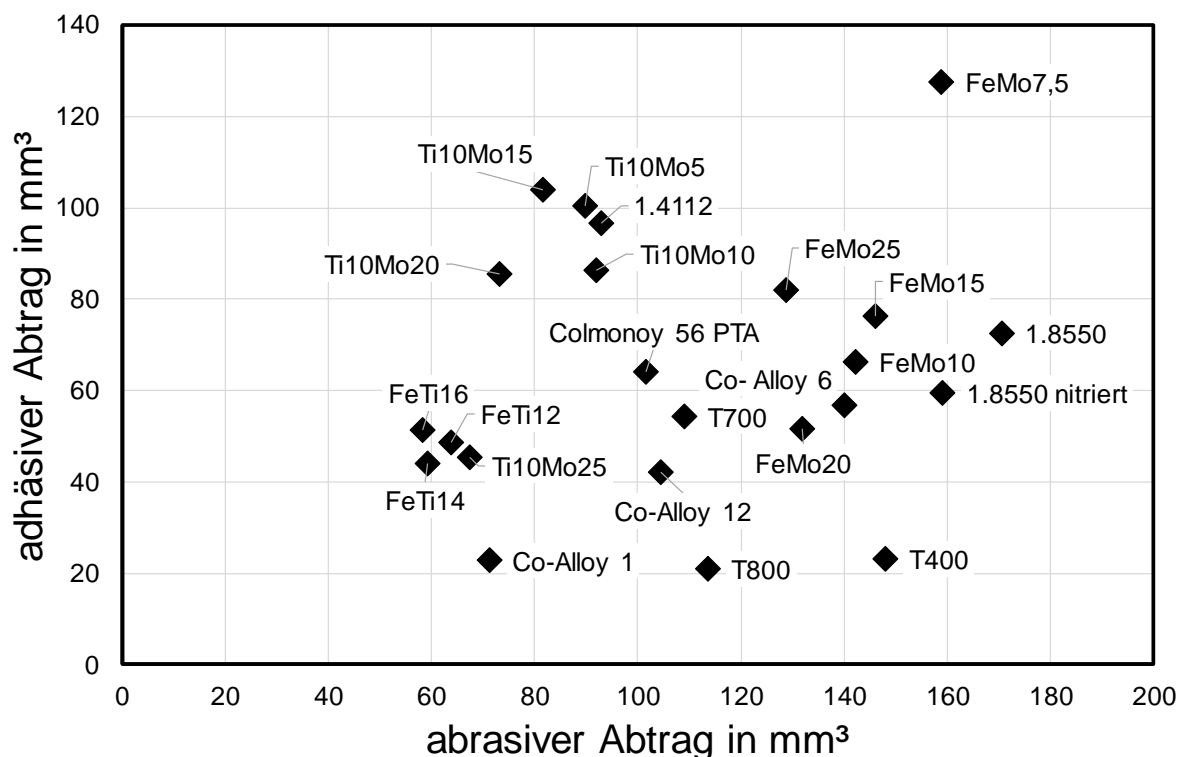


Abbildung 10.34: Zusammenfassung abrasives und adhäsives Werkstoffverhalten; Parameter: Stift-Rolle-Versuch: Anpresskraft: 150 N, Reibgeschwindigkeit: 2 m/s, Temperatur: 175 °C, Gegenkörper: 100Cr6

11 Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit sind intermetallische Hartlegierungen auf Eisenbasis erstellt worden, die als Alternative zu Kobalt- und Nickelbasislegierungen für Extruderschnecken verwendet werden sollen. Aus diesem Anwendungsgebiet hat sich ergeben, dass insbesondere die abrasive sowie die adhäsive Verschleißbeständigkeit gegeben sein müssen, wobei ein größerer Fokus auf die abrasive Verschleißbeständigkeit gelegt werden kann, da Abrasion am häufigsten für die Verschleißschäden in Schneckenmaschinen ursächlich ist.

Zunächst sind Gießversuche durchgeführt worden, um zu ermitteln, ob die ausgewählten Legierungssysteme (Eisen-Titan, Eisen-Molybdän und Eisen-Titan-Molybdän) eine Legierungsbildung mit den gewünschten Eigenschaften (Laves-Phasenbildung, Verschleißbeständigkeit) ermöglichen. Im Anschluss daran wurden die Legierungen auf ihre Schweißeignung bei der Herstellung mit dem Plasma-Pulver-Auftragschweißen hin untersucht. Die Bestimmung der Schweißeignung hat gezeigt, dass insbesondere bei den Eisen-Titan-Legierungen Kaltrisse auftreten, die vermieden werden sollten, da es sich dabei um Schwachstellen in der Panzerung handelt und es zu Anhaftungen von Kunststoffschmelze kommen kann. Sowohl die Eisen-Molybdän- als auch die Eisen-Titan-Molybdän-Legierungen ließen sich teilweise im Schweißvorgang nicht vollständig aufschmelzen und die Schweißungen besaßen eine große Aufmischung.

Die Abrasionsbeständigkeit ist im nach ASTM genormten Millertest (ASTM G75) bestimmt worden. Dabei wurde zunächst ermittelt, welchen Einfluss der abrasive Stoff auf das System hat. Es zeigt sich, dass mit steigender Mohshärte und Korngröße der Verschleißabtrag größer wird. Außerdem ist ein blockiges Korn abrasiver als ein gerundetes. Weiterhin wurde der Einfluss der Werkstoffhärte auf die Abrasionsbeständigkeit in diesem Tribosystem eruiert. Bei gleicher chemischer Zusammensetzung ist ein „harter“ Werkstoff beständiger als ein „weicher“. Bei gleicher Härte von unterschiedlichen Legierungen kommt es auf die chemische Zusammensetzung an. Generell gilt, dass ein hoher Kohlenstoff- und Karbidbildneranteil sich positiv auf die abrasive Verschleißbeständigkeit im Millertest auswirkt. Die intermetallischen Legierungen FeTi14 und Ti10Mo20 weisen insgesamt eine bessere Verschleißbeständigkeit als die Standardlegierungen Co-Alloy 12 und 1.4112 in diesem Test auf.

Das Verhalten unter adhäsivem Verschleißangriff wurde im nicht genormten Stift-Rolle-Test ermittelt. Dafür wurden zuerst Standarduntersuchungen mit einem 100Cr6 als Rollenwerkstoff durchgeführt. An diesem wurde bestimmt, welchen Einfluss die Rollenhärte, die Normalkraft und die Reibgeschwindigkeit sowie die Prüftemperatur haben. Die Rollenhärte hat nur einen geringen Einfluss auf das Ergebnis, wenn ein Härteunterschied von ca. 5 HRC vorliegt. Mit steigender Normalkraft und Reibgeschwindigkeit erhöht sich ebenfalls der Verschleißabtrag, wohingegen dieser sinkt, wenn die Prüftemperatur gesteigert wird. In diesem Test weist die Standardlegierung Co-Alloy 12 unter Verwendung des 100Cr6 den niedrigsten Verschleißabtrag auf. Die Legierung FeTi14 ist allerdings nur geringfügig schlechter. Wird ein nitrierter 1.8550 als Stiftgegenkörper eingesetzt und ausgewählte Legierungen (1.4112, Co-Alloy 12,

FeTi14, FeMo20, Ti10Mo20) werden als Rollenwerkstoff gewählt, so ist der Gesamtverschleißabtrag der Legierung Co-Alloy 12 immer noch der geringste, aber auch hier weist die Legierung FeTi14 einen nur wenig höheren Verschleißabtrag auf.

Die beste Verschleißbeständigkeit sowohl hinsichtlich Abrasion als auch Adhäsion haben die Eisen-Titan-Legierungen gezeigt. Wird zusätzlich die Preisdifferenz, unter Vernachlässigung der Kornfraktionen, zwischen einem Kobaltpulver mit einer Körnung von 150 µm (2680,00 €/kg) und einem Eisenpulver mit einer Körnung von 450 µm (118,00 €/kg) betrachtet [139], so kann es wirtschaftlich sein, die Eisen-Titan-Legierung als Ersatz für die Stellitelegierung Co-Alloy 12 zu verwenden. Dabei ist jedoch noch zu beachten, dass kein tribochemischer Verschleiß auftreten sollte, da die Eisen-Titan-Legierungen nicht korrosionsbeständig sind [114]. Des Weiteren müsste für eine industrielle Anwendbarkeit der Eisen-Titan-Legierungen die Schweißseignung dieser verbessert werden, so dass die Kaltrisse vermieden werden können.

12 Ausblick

Die Ergebnisse der Gießversuche in den Verschleißuntersuchungen [114–116] haben gezeigt, dass es möglich ist, eisenbasierte intermetallische Hartlegierungen zum Verschleißschutz bei Abrasion (ermittelt im Millertest) und Adhäsion (ermittelt im Stift-Rolle-Test) zu verwenden. Es hat sich außerdem ergeben, dass das Legierungssystem Eisen-Titan für die industrielle Anwendung als Beschichtungswerkstoff für Extruderschnecken genutzt werden könnte, wenn die Problematik mit den Kaltrissen behoben worden ist. Dafür würde es sich ggfs. anbieten, zunächst eine Pufferlage zu schweißen, wodurch die Eisen-Titan-Legierungen eine höhere Zähigkeit erhalten. Außerdem wäre es möglich, bei höheren Temperaturen zu schweißen. Dies ist darin begründet, dass die auftraggeschweißten Wellen keine Risse aufwiesen und bei diesen höheren Verarbeitungstemperaturen aufgrund von Wärmestau geherrscht haben.

In den in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen haben die Eisen-Molybdän-Legierungen sehr schlechte Verschleißbeständigkeiten gezeigt. Dies ist vor allem in der hohen Aufmischung während des Schweißens begründet. An dieser Stelle würde eventuell eine Verwendung von verdüsten Pulvern eine Verbesserung erzeugen. Unter Umständen könnte auch ein pulvermetallurgisches Verfahren zur Herstellung der Schichten verwendet werden.

Die verdüsten Pulver müssten ebenfalls für die Eisen-Titan-Legierungen angewandt werden, um eine Schweißung zu erzeugen, die kontinuierlich mit der gleichen Zusammensetzung vorliegt.

13 Literatur

- [1] MENNIG, G.; LAKE, M.: *Verschleißminimierung in der Kunststoffverarbeitung. Phänomene und Schutzmaßnahmen*. 2. Auflage. München: Carl Hanser Verlag 2008. - ISBN 978-3-446-40776-3.
- [2] LIEBHOLD, J.: *Ein Beitrag zum Verschleiß- und Korrosionsschutz an gleichsinnig drehenden Zweischnellen-Extrudern am Beispiel von Plasma-Pulver-Auftragschweißschichten*. Technische Universität Clausthal, Dissertation 2004.
- [3] HENSEN, F.; KNAPPE, W.; POTENTE, H. (Hrsg.): *Handbuch der Kunststoff-Extrusionstechnik*. München: Hanser 1989. - ISBN 3-446-14339-4.
- [4] LIMPER, A. (Hrsg.): *Verfahrenstechnik der Thermoplastextrusion*. München: Hanser 2013. - ISBN 978-3-446-41744-1.
- [5] DEPPE, E.: *Neuentwickelte und optimierte PTA-Zusatzwerkstoffe zur Stegpanzerung von Schnecken für Extruder und Spritzgießmaschinen*. In: DVS-Berichte Band 237, Düsseldorf: DVS Media GmbH, 2005, S. 312-316.
- [6] DEPPE, E.; WINKELMANN, R.: *Thermisch hoch beanspruchte Verschleißschutzschichten*. In: Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen, Halle (Saale): Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH, 2002, S. 43-52.
- [7] HÄUSER, B.; LUGSCHEIDER, E.; LÜLS DORF, P.: *Neue Entwicklungen beim Plasma-Pulverauftragschweißen in der kunststoffverarbeitenden Industrie*. In: DVS-Berichte Band 109, Düsseldorf: DVS Media GmbH, 1987, S. 178-182.
- [8] ADEOS MEDIA GMBH: *Kobaltpreis*. URL: <https://www.kobaltpreis.eu/>, Stand: 15.09.2019.
- [9] ECKL-DORNA, W.: *Wettstreit um die weltweiten Kobaltreserven*. URL: <http://www.spiegel.de/wirtschaft/unternehmen/autoindustrie-die-grosse-angst-vor-der-kobalt-knappheit-a-1181584.html>. 2017, Stand: 11.11.2018.
- [10] HOLLEMAN, A. F.; WIBERG, E.; WIBERG, N.: *Lehrbuch der anorganischen Chemie*. 102. Auflage. Berlin: Walter de Gruyter 2007. - ISBN 978-3-11-017770-1.
- [11] KILLING, R.; THIER, H.: *Eine neue Nickelbasislegierung für Auftragschweißungen im Primärbereich von Kernkraftwerken*. In: DVS-Berichte Band 106, Düsseldorf: DVS Media GmbH, 1986, S. 17-20.
- [12] BROSILOW, R.: *The search for cobalt-free hardfacing alloys*. In: Welding Design & Fabrication (1989), S. 46-49.
- [13] OCKEN, H.: *The galling wear resistance of new iron-base hardfacing alloys: a comparison with established cobalt- and nickel-base alloys*. In: Surface and Coatings Technology, 76-77 (1995) 2, S. 456-461.
- [14] PERTENEDER, E.; TÖSCH, J.; GURDET, F.: *Auftragschweißen mit hochlegierten, kobaltfreien Schweißzusatzwerkstoffen*. In: Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, 132 (1987) 5, S. 155-159.

- [15] N.N.: *Tribology news*. In: Tribology international, 8 (1975) 5, S. 222-228.
- [16] CAMERON, C. B.; FERRISS, D. P.: *Intermetallische TRIBALLOY-Werkstoffe - Neue verschleiß- und korrosionsbeständige Legierungen*. In: Kobalt, 3, 1974, S. 47-51.
- [17] XIE, Y.; YAO, M. X.: *Measurement of the threshold galling stress of hardfacing alloys*. In: Wear, 255 (2003) 1-6, S. 509-516.
- [18] THOMA, D. I.: *Intermetallics: Laves Phase*. In: Encyclopedia of Materials: Science and Technology, Volume 5, 2001, S. 4205-5213.
- [19] RÖTHIG, J.; REISER, A.: *Gleitverschleißverhalten von Hartlegierungen mit Laves-Hartphase bei hoher Normbelastung und Temperaturen bis 800°C*. In: Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen, Halle (Saale): Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH, 2016, S. 77-81.
- [20] ZHANG, X. H.; ZHANG, C.; ZHANG, Y. D.; SALAM, S.; WANG, H. F.; YANG, Z. G.: *Effect of yttrium and aluminum additions on isothermal oxidation behavior of Tribaloy T-700 alloys*. In: Corrosion Science, 88 (2014), S. 405-415.
- [21] YAO, M. X.; WU, J.B.C.; YICK, S.; XIE, Y.; LIU, R.: *High temperature wear and corrosion resistance of a Laves phase strengthened Co-Mo-Cr-Si alloy*. In: Materials Science and Engineering A, 435-436, 2006, S. 78-83.
- [22] MASON, S.: *Microstructure and mechanical properties of a wear resistant nickel alloy*. Imperial College London, Dissertation 1986.
- [23] GOTTSTEIN, G.: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. Physikalische Grundlagen*. 4. Auflage. Berlin: Springer Vieweg 2014. - ISBN 978-3-642-36602-4.
- [24] CREMER, M.; BROSZEIT, E.; BERG, G.; HEINZE, M.: *Schichten in der Kunststoffverarbeitung. Mittels MSPVD abgeschiedene CrxN-Schichten eröffnen neue Möglichkeiten für den Verschleißschutz von Plastifiziereinheiten*. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 29 (1998) 9, S. 555-561.
- [25] MENNIG, G.; PALLER, G.: *Verschleißschutz in der Kunststoff-Verarbeitung durch PVD-Hartstoffschichten*. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 24 (1993) 3-4, S. 152-159.
- [26] BÜHRIG-POLACZEK, A.; MICHAELI, W.; SPUR, G.: *Handbuch Urformen*. München: Carl Hanser Verlag 2014. - ISBN 978-3-446-42035-9.
- [27] KLOCKE, F.: *Fertigungsverfahren 5. Gießen, Pulvermetallurgie, Additive Manufacturing*. 4. Auflage. Berlin: Springer Vieweg 2015. - ISBN 978-3-540-23453-1.
- [28] EDELSTAHLWERKE BUDERUS AG: *Handbuch der Kunststoffformenstähle*. Wetzlar: Druckhaus Bechstein GmbH 2002.
- [29] GREIF, H.: *Technologie der Extrusion. Lern- und Arbeitsbuch für die Aus- und Weiterbildung*. München: Hanser 2004. - ISBN 3-446-22669-9.
- [30] HOPMANN, C.; MICHAELI, W.: *Einführung in die Kunststoffverarbeitung*. 7. Auflage. Carl Hanser Fachbuchverlag 2015. - ISBN 978-3-446-44627-4.

-
- [31] SHS PLUS GMBH: *Glattrohr oder genuteter Extruder Zylinder - Wann, welcher und warum?* URL: <https://extrusion-training.de/glattrohr-oder-genuteter-extruder-zylinder-wann-welcher-und-warum/>, Stand: 24.03.2019.
- [32] WEIß, P.: *Energieeffizienz und Abwärmenutzung in der Kunststoffverarbeitung*. Universität Duisburg-Essen, Dissertation 2016.
- [33] BONTEN, C.: *Kunststofftechnik. Einführung und Grundlagen*. Carl Hanser Fachbuchverlag 2014. - ISBN 978-3-446-44093-7.
- [34] SHS PLUS GMBH: *Die 3 wichtigsten Extruderschnecken - Bauweisen, Einsatzbereiche, Vor- und Nachteile*. URL: <https://extrusion-training.de/die-3-wichtigsten-extruderschnecken-bauweisen-einsatzbereiche-vor-und-nachteile/>, Stand: 24.03.2019.
- [35] KOHLGRÜBER, K.: *Der gleichläufige Doppelschneckenextruder. Grundlagen, Technologie, Anwendungen*. München: Carl Hanser Verlag 2007. - ISBN 978-3-446-41252-1.
- [36] BATTON, M.: *Aufbereitung empfindlicher Materialien mit dem Planetwalzenextruder*. ENTEX Rust & Mitschke GmbH. URL: <https://docplayer.org/13889670-Aufbereitung-empfindlicher-materialien-mit-dem-planetwalzenextruder.html>. 2006, Stand: 14.02.2019.
- [37] TAUFERTSHÖFER, T.: *Einfluss der Verfahrenstechnik eines Planetwalzenextruders auf die elektrische Leitfähigkeit rußgefüllter Polyolefine*. Technische Universität Berlin, Dissertation 2014.
- [38] DAVIS, J. R. (Hrsg.): *Nickel, cobalt, and their alloys*. Materials Park, Ohio: ASM International 2000. - ISBN 0-87170-685-7.
- [39] BERNS, H.; THEISEN, W.: *Eisenwerkstoffe. Stahl und Gusseisen*. 4. Auflage. Berlin: Springer-Verlag 2008. - ISBN 978-3-540-79955-9.
- [40] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: DIN 10085: *Nitrierstähle. Technische Lieferbedingungen*. 2001.
- [41] WEGST, C. W.; WEGST, M.: *Stahlschlüssel. Key to Steel = La clé des aciers*. 23. Auflage. Marbach: Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH 2013. - ISBN 978-3-922599-29-6.
- [42] VOESTALPINE BÖHLER EDELSTAHL GMBH & CO KG: *Kunststoffformenstähle. Werkzeugstähle für die Kunststoffverarbeitung*. URL: https://www.boehler-edelstahl.com/media/productdb/downloads/BW010De_Kunststoffformenstaehle.pdf, Stand: 01.04.2019.
- [43] BERNS, H. (Hrsg.): *Hartlegierungen und Hartverbundwerkstoffe. Gefüge, Eigenschaften, Bearbeitung, Anwendung*. Berlin: Springer 1998. - ISBN 3-540-62925-4.
- [44] BOUAIFI, B.; GEBERT, A.; AYDIN, I.: *Schutzschichten mit beanspruchungsgerechter Hartstoffeinlagerung*. In: DVS-Berichte Band 237, Düsseldorf: DVS Media GmbH, 2005, S. 332-337.

- [45] ORTMANN, R.: *Werkstoffe zum Verschleißschutz. Legierungsgruppen, Eigenschaften, bevorzugte Anwendung*. In: DVS-Berichte Band 105, Düsseldorf: DVS Media GmbH, 1986, S. 210-213.
- [46] BACH, F.-W. (Hrsg.): *Moderne Beschichtungsverfahren*. Weinheim: Wiley-VCH 2005. - ISBN 3-527-30977-2.
- [47] LAU, L.: *Einsatz eines randzonenaufgekohlten Wolframschmelzkarbids zum schweißtechnischen Panzern hochverschleißbeanspruchter Oberflächen*. Technische Universität Clausthal, Dissertation 2015.
- [48] SEIDEL, W. W.; HAHN, F.: *Werkstofftechnik. Werkstoffe - Eigenschaften - Prüfung - Anwendung*. 11. Auflage. München: Hanser 2018. - ISBN 978-3-446-45415-6.
- [49] LAU, L.; BEUTH, D.; STENZEL, P.; WESLING, V.; REITER, R.; KAMPER, S.: *Kobalt- und Kobaltersatzlegierungen zum schweißtechnischen Auftragen*. In: DVS-Berichte Band 327, Düsseldorf: DVS Media GmbH, 2016, S. 265-271.
- [50] LIU, R.; YAO, M. X.; PATNAIK, P. C.; WU, X.: *Effects of Heat Treatment on Mechanical and Tribological Properties of Cobalt-Base Triballoy Alloys*. In: Journal of Materials Engineering and Performance, 14 (2005) 5, S. 634-640.
- [51] HAYNES, E.: *Alloys of nickel and cobalt with chromium*. In: The Journal of Industrial and Engineering Chemistry, 2 (1910) 10, S. 397-401.
- [52] HAYNES, E.: *Alloys of cobalt with chromium and other metals*. In: The Journal of Industrial and Engineering Chemistry, 5 (1913) 3, S. 189-191.
- [53] HAYNES, E.: *Metal Alloy* US Patent 873745,
- [54] DELORO WEAR SOLUTIONS GMBH: *Brief History. Deloro Stellite rose like a star*. URL: <https://www.deloro.com/about-us/history/>, Stand: 05.05.2019.
- [55] BÜRKLE, E.; JOHANNABER, F.; KAMINSKI, A.: *Verschleiß und Verschleißschutz beim Spritzgießen*. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 26 (1995) 10, S. 531-538.
- [56] STEURER, W.; WEBER T. M.: *Kristallographie I*. URL: <https://www.research-collection.ethz.ch/bitstream/handle/20.500.11850/145681/eth-24611-01.pdf>, Stand: 18.04.2019.
- [57] CORODUR FÜLLDRAHT GMBH: *Produkte*. URL: <http://www.corodur.de/de/produkte>, Stand: 10.11.2018.
- [58] DELORO STELLITE: *Beschichtungswerkstoffe*. URL: www.deloro.com, Stand: 12.12.2018.
- [59] DURUM VERSCHLEIßSCHUTZ GMBH: *Produkte*. URL: <https://durmat.com/produkte/>, Stand: 06.05.2019.
- [60] LIU, R.; XI, S. Q.; KAPOOR, S.; WU, X. J.: *Effects of chemical composition on solidification, microstructure and hardness of Co-Cr-W-Ni and Co-Cr-Mo-Ni alloy systems*. In: International Journal of Research and Reviews in Applied Sciences, 5 (2010) 2, 110-122.

- [61] FRENK, A.; KURZ, W.: *Microstructural effects on the sliding wear resistance of a cobalt-based alloy*. In: *Wear*, 174 (1994) 1-2, S. 81-91.
- [62] WESLING, V.; REITER, R.; KAMPER, S.; LAU, L.; BEUTH, D.; STENZEL, P.: *Auftragsschweißen von Kobalt- und Kobaltersatzlegierungen*. In: *Fortschrittsberichte der Materialforschung und Werkstofftechnik*, 2. Niedersächsisches Symposium Materialtechnik, Clausthaler Zentrum für Materialtechnik, 2017, S. 119-133.
- [63] FRENK, A.; KURZ, W.: *High speed laser cladding: solidification conditions and microstructure of a cobalt-based alloy*. In: *Materials Science and Engineering A*, 173 (1993) 1-2, S. 339-342.
- [64] WU, W.; WU, L.-T.: *The Wear Behavior Between Hardfacing Materials*. In: *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27 (1996) 11, S. 3639-3648.
- [65] BOUQUIN, B.; PENNING, O.; BONNEL, J.-M.: *Herstellung von korrosionsbeständigen Plattierungen durch Auftragschweißen mit Fülldrahtelektroden*. In: *DVS-Berichte Band 267*, Düsseldorf: DVS Media GmbH, 2010, S. 23-29.
- [66] BERNEX BIMETALL AG: *Schnecken. In allen Varianten*. URL: <https://www.bernexgroup.com/mm/beschichtung.pdf>, Stand: 06.05.2019.
- [67] CORODUR VERSCHLEISS-SCHUTZ GMBH THALE: *Standardfülldrähte zum Auftragschweißen*. URL: http://corthal.pl/Downloads/Standardfuelldraehte_zum_Auftragschweissen.pdf, Stand: 06.05.2019.
- [68] SCHNEIDER, H.-P.: *Verschleißschutz an Doppelschnecken*. In: *Kunststoffe* (2013) 4, S. 70-74.
- [69] KIEFFER, R.; BENESOVSKY, F.: *Hartstoffe*. Wien: Springer-Verlag 1963.
- [70] ZOCH, H.-W.; SPUR, G.: *Handbuch Wärmebehandeln und Beschichten*. München: Carl Hanser Verlag 2015. - ISBN 978-3-446-42779-2.
- [71] REUTER, M.: *Vergleichende Betrachtungen zum Verschleißschutz in der Kunststoffverarbeitung*. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 26 (1995) 10, S. 544-549.
- [72] GRAMM TECHNIK GMBH: *Hartchrom*. URL: http://www.gramm-technik.de/fileadmin/Grafik/pdf/gramm_ot_hartchrom.pdf, Stand: 07.04.2019.
- [73] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 14917: Thermisches Spritzen - Begriffe, Einteilung*. 2017.
- [74] R. SPITZKE OBERFLÄCHEN- UND GALVANOTECHNIK GMBH & CO. KG: *Chemisch Nickel*. URL: <https://www.spitzke-hartchrom.de/files/spitzke-hartchrom/downloads/Technisches-Datenblatt-Chemisch-Nickel.pdf>, Stand: 11.05.2019.
- [75] EIFELER PLASMA BESCHICHTUNGS GMBH: *PVD Beschichtung*. URL: http://www.eifeler-austria.com/pvd_beschichtung/, Stand: 16.05.2019.
- [76] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN 8580: Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung*. 2003.

- [77] BODYCOTE: *Gasnitrieren*. URL: <https://www.bodycote.com/de/leistungen/waermebehandlung/randschichthaerten-ohne-nachfolgende-haerteschnitte/gasnitrieren/>, Stand: 08.05.2019.
- [78] HUCHEL, U.: *Die Möglichkeiten des Plasmanitrierens optimal nutzen - eine Anleitung zum Handeln*. In: WOMag, 3 (2014) 7, S. 8-11.
- [79] BODYCOTE: *Plasmanitrieren*. URL: <https://www.bodycote.com/de/leistungen/waermebehandlung/randschichthaerten-ohne-nachfolgende-haerteschnitte/plasmanitrieren/>, Stand: 08.05.2019.
- [80] FRITZ, T. M.: *Charakterisierung galvanisch abgeschiedener Nickel- und Nickel-Wolfram-Schichten für mikrotechnische Anwendungen*. Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Dissertation 2002.
- [81] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: DIN 1910-100: *Schweißen und verwandte Prozesse - Begriffe - Teil 100: Metallschweißprozesse mit Ergänzungen zu DIN 14610:2005*. 2008.
- [82] DILTHEY, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1. Schweiß- und Schneidtechnologien*. 3. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag 2006. - ISBN 978-3-540-21673-5.
- [83] FAHRENWALDT, H. J.; SCHULER, V.; TWRDEK, J.: *Praxiswissen Schweißtechnik. Werkstoffe, Prozesse, Fertigung*. 5. Auflage. Wiesbaden: Springer Vieweg 2014. - ISBN 978-3-658-03141-1.
- [84] GIRARDIER, R.: *Verschleißschutz durch Hartauftragschweißen - Anwendungsbeispiele mit den Verfahren Pulver-Plasma-Lichtbogenschweißen und Laserstrahlschweißen*. In: DVS-Berichte Band 267, Düsseldorf: DVS Media GmbH, 2010, S. 1-7.
- [85] MATTOX, D. M.: *Handbook of physical vapor deposition (PVD) processing*. 2. Auflage. Oxford, UK: William Andrew 2010. - ISBN 978-0-81-552037-5.
- [86] MICHAELI, W.; BOBZIN, K.; HESSNER, S.; NEUSS, A.; MANZ, F.: *PVD-Beschichtungen auf Plastifizierschnecken*. In: Kunststoffe, 8 (2006) 8, S. 66-68.
- [87] HEINZE, M.: *Einsatzmöglichkeiten von PVD-Hartstoffschichten in Kunststoff-Verarbeitungsanlagen*. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 26 (1995) 10, S. 539-543.
- [88] HEISEL, UWE, KLOCKE, F.; UHLMANN, E.; SPUR, G.: *Handbuch Spanen*. 2. Auflage. München: Carl Hanser Verlag 2014. - ISBN 978-3-446-42826-3.
- [89] KLOCKE, F.: *Zerspanung mit geometrisch bestimmter Schneide*. 9. Auflage. Berlin: Springer Vieweg 2018. - ISBN 978-3-662-54206-4.
- [90] WESLING, V.: *Untersuchungen zur Gewindezerspanung mit dem Wirbelverfahren*. Technische Universität Clausthal, Dissertation 1993.
- [91] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: DIN 50320: *Verschleiß - Begriffe, Systemanalyse von Verschleißvorgängen, Gliederung des Verschleißgebietes*. 1979.

- [92] CZICHOS, H.; HABIG, K.-H. (Hrsg.): *Tribologie-Handbuch. Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik*. Wiesbaden: Springer Vieweg 2015. - ISBN 978-3-8348-1810-2.
- [93] SOMMER, K.; HEINZ, R.; SCHÖFER, J.: *Verschleiß metallischer Werkstoffe. Erscheinungsformen sicher beurteilen*. 2. Auflage. Wiesbaden: Springer Vieweg 2014. - ISBN 978-3-8348-2463-9.
- [94] ZUM GAHR, K.-H.: *Reibung und Verschleiß: Ursachen - Arten - Mechanismen*. In: *Reibung und Verschleiß*, Oberursel: DGM Informationsgesellschaft mbH, 1992, S. 3-14.
- [95] REINHARD, M.: *Leistungsbewertung und Einsatzmöglichkeiten von Werkstoffen für verschleißbeanspruchte Spritzgießmaschinen- und Extruderbauteile*. Technische Hochschule Darmstadt, Dissertation 1987.
- [96] EYERER, P.; ELSNER, P.; HIRTH, T.: *Polymer Engineering. Technologien und Praxis*. Berlin Heidelberg: Springer Verlag 2008. - ISBN 978-3-540-72402-5.
- [97] BHANSALI, K. J.; MILLER, A. E.: *The role of stacking fault energy on galling and wear behavior*. In: *Wear*, 75 (1982) 1, S. 241-252.
- [98] RÖHR, C.: *Vorlesung - Intermetallische Phasen*, Stand: 18.04.2019.
- [99] LIU, C. T.; ZHU, J. H.; BRADY, M. P.; MCKAMEY, C. G.; PIKE, L. M.: *Physical metallurgy and mechanical properties of transition-metal Laves phase alloys*. In: *Intermetallics*, 8 (2000) 9-11, S. 1119-1129.
- [100] FOROULIS, Z. A.: *The Role of Molybdenum as an Alloy Element in Adhesive Wear Resistance*. In: *Specialty Steels and Hard Materials: Proceedings*, Oxford: Pergamon Pr., 1983, S. 277-288.
- [101] TAVAKOLI, A.; LIU, R.; WU, X. J.: *Improved mechanical and tribological properties of tin-bronze journal bearing materials with newly developed triballoy alloy additive*. In: *Materials Science and Engineering A*, 489 (2008), S. 389-402.
- [102] LIU, R.; XU, W.; YAO, M. X.; PATNAIK, P. C.; WU, X. J.: *A newly developed Triballoy alloy with increased ductility*. In: *Scripta Materialia*, 53 (2005) 12, S. 1351-1355.
- [103] XU, W.; LIU, R.; PATNAIK, P. C.; YAO, M. X.; WU, X. J.: *Mechanical and tribological properties of newly developed Triballoy alloys*. In: *Materials Science and Engineering A*, 452-453 (2007), S. 427-436.
- [104] LIN, W. C.; CHEN, C.: *Characteristics of thin surface layers of cobalt-based alloys deposited by laser cladding*. In: *Surface and Coatings Technology*, 200 (2006) 14-15, S. 4557-4563.
- [105] SCHMIDT, R. D.; FERRISS, D. P.: *New materials resistant to wear and corrosion to 1000 °C*. In: *Wear*, 32 (1975) 3, S. 279-289.
- [106] CAMERON, C. B.; FERRISS, D. P.: *Triballoy Intermetallic Materials: New Wear- and Corrosion-Resistant Alloys*. In: *Anti-Corrosion Methods and Materials*, 22 (1975) 4, S. 5-8.

- [107] LIU, R.; YAO, J.; ZHANG, Q.; YAO, M. X.; COLLIER, R.: *Effects of Silicon Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Cobalt-Based Triballoy Alloys*. In: *Journal of Engineering Materials and Technology*, 138 (2016) 4, S. 41017.
- [108] MASON, S. E.; RAWLINGS, R. D.: *Structure and hardness of Ni-Mo-Cr-Si wear and corrosion resistant alloys*. In: *Materials Science and Technology*, 5 (1989) 2, S. 180-185.
- [109] EUGSTER, S.: *Was ist? Karbide - Fluch und Segen zugleich*. URL: http://www.thyssenkrupp.ch/documents/nl21_0317_was_ist.pdf?utm_source=Newsletter%2003%2F17%20-%20Karbide_pdf&utm_medium=Email, Stand: 18.04.2019.
- [110] PREDEL, B.; LANDOLT, H.; BÖRNSTEIN, R.; MARTIENSSEN, W.; MADELUNG, O. (Hrsg.): *Numerical data and functional relationships in science and technology. Phase Equilibria, Crystallographic and Thermodynamic Data of Binary Alloys*. Berlin: Springer 1995. - ISBN 3-540-58428-5.
- [111] OKAMOTO, H.: *Phase diagrams of binary iron alloys*. Materials Park, Ohio: ASM International 1993. - ISBN 0-87170-469-2.
- [112] VOLKERT, G.; FRANK, K.-D.; DURRER, R. (Hrsg.): *Metallurgie der Ferrolegierungen*. Berlin: Springer 1972. - ISBN 3-540-05202-X.
- [113] KUBASCHEWSKI-VON GOLDBECK, O.: *Iron - binary phase diagrams*. Berlin: Springer 1982. - ISBN 3-540-11711-3.
- [114] WESLING, V.; REITER, R.; HAMJE, J.; MÜLLER, T.; TREUTLER, K.; KAMPER, S.: *Verhalten intermetallischer Hartlegierungen unter abrasiv-korrosiven Bedingungen*. In: DVS-Berichte Band 344, Düsseldorf: DVS Media GmbH, 2018, S. 226-230.
- [115] WESLING, V.; REITER, R.; KAMPER, S.: *Eisenbasierte intermetallische Hartlegierungen im adhäsiven Verschleiß*. In: *Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen*, Halle (Saale): Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH, 2018, S. 17-21.
- [116] WESLING, V.; REITER, R.; KAMPER, S.; LAU, L.; BEUTH, D.: *Entwicklung neuartiger intermetallischer Hartlegierungen zum Verschleißschutz*. In: *Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen*, 19. Werkstofftechnisches Kolloquium, TU Chemnitz, 2017, S. 146-152.
- [117] FOUNDRY TECHNOLOGIES & ENGINEERING GMBH (FT&E): *Ferrolegierung*. URL: <https://www.giessereilexikon.com/giesserei-lexikon/Encyclopedia/show/ferrolegierung-746/>, Stand: 26.07.2018.
- [118] PETZOW, G.; CARLE, V.: *Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen*. 6. Auflage. Berlin: Borntraeger 1994. - ISBN 3-443-23014-8.
- [119] SPIEB, L.; TEICHERT, G.; SCHWARZER, R.; BEHNKEN, H.; GENZEL, C.: *Moderne Röntgenbeugung. Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker*. 2. Auflage. Wiesbaden: Vieweg +Teubner | GWV Fachverlage GmbH 2009. - ISBN 978-3-8351-0166-1.

- [120] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: DIN EN ISO 2811-1: *Beschichtungsstoffe - Bestimmung der Dichte - Teil 1: Pyknometer-Verfahren*. 2011.
- [121] BAYER, R. G.: *Mechanical wear fundamentals and testing*. 2. Auflage. New York, NY: Dekker 2004. - ISBN 0-8247-4620-1.
- [122] ASTM INTERNATIONAL G75 - 07: *Standard Test Method for Determination of Slurry Abrasivity (Miller Number) and Slurry Abrasion Response of Materials (SAR Number)*. 2013.
- [123] UETZ, H.; BERNDGEN, W. (Hrsg.): *Abrasion und Erosion. Grundlagen, betriebliche Erfahrungen, Verminderung*. München: Hanser 1986. - ISBN 3-446-14215-0.
- [124] WESLING, V.; HAMJE, J.; KAMPER, S.: *Einflussfaktoren im Dreikörperabrasivverschleiß*. In: *Werkstoffe und Bauteile auf dem Prüfstand*, Düsseldorf: Stahlinstitut VDEh, 2018, S. 297-302.
- [125] KLOCKE, F.; KÖNIG, W.: *Fertigungsverfahren 2. Schleifen, Honen, Läppen*. 4. Auflage. Berlin: Springer-Verlag 2005. - ISBN 978-3-540-23496-8.
- [126] WERKZEUG STAHL CENTER: *Werkstoffblatt 1.3505 100Cr6*. URL: http://www.wst-center.de/fileadmin/user_upload/PDF-Dateien/Werkstoffe/13505.pdf, Stand: 05.08.2018.
- [127] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: DIN-Fachbericht ISO/TR 581: *Schweißbarkeit - Metallische Werkstoffe - Allgemeine Grundlagen*. 2007.
- [128] DILTHEY, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2. Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*. 3. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag 2005. - ISBN 3-540-21674-X.
- [129] MATTHES, K.-J.; SCHNEIDER, W.: *Schweißtechnik. Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen*. Carl Hanser Fachbuchverlag 2012. - ISBN 978-3-446-42073-1.
- [130] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: DIN EN ISO 6520-1: *Schweißen und verwandte Prozesse - Einteilung von geometrischen Unregelmäßigkeiten an metallischen Werkstoffen - Teil 1 Schmelzschweißen*. 2007.
- [131] SCHULZE, G.: *Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - nichteisenmetallische Werkstoffe*. 4. Auflage. Heidelberg: Springer 2010. - ISBN 978-3-642-03183-0.
- [132] SLV DUISBURG: *Darstellung von Bruchflächen - Werkstoffbedingte Schweißfehler*. URL: https://www.slv-duisburg.de/fileadmin/gsi_duisburg/Dienstleistungen/Kompetenzzentrum/Bruchflaechen_Schweissfehler_1_Druck.pdf, Stand: 03.09.2019.
- [133] DÖRRENBURG EDELSTAHL GMBH: *Verschleißbeständige Gusswerkstoffe*. URL: https://www.doerrenberg.de/fileadmin/redaktion/edelstahlformguss/pdf/WP_Verschlei+%C6%92bestaendige%20Gusswerkstoffe_D.pdf, Stand: 22.02.2019.

- [134] EUROQUARZ GMBH: *Product Data Sheet - Silverbond*. URL: https://www.euroquarz.de/fileadmin/user_upload/Fotos/produkte/silverbond/Silverbond_M4-10.pdf, Stand: 05.08.2018.
- [135] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: DIN ISO 8486-2: *Schleifkörper aus gebundenem Schleifmittel - Bestimmung und Bezeichnung der Korngrößenverteilung - Teil 2: Mikrokörnungen F230 bis F2000*. 2012.
- [136] DÖRRENBURG EDELSTAHL GMBH: *1.4112 (X90CrMoV18)*. URL: http://www.doerrenberg.de/uploads/tx_c1x1downloads/1.4112_de_01.pdf, Stand: 26.02.2019.
- [137] STM STAHL VERTRIEBS GMBH: *1.0503 / C45 Vergütungsstahl*. URL: https://www.stm-stahl.de/fileadmin/datenblatt/1_0503_C45.pdf, Stand: 26.02.2019.
- [138] EVONIK REOURCE EFFICIENCY GMBH: *VESTAKEEP PEEK. Verarbeitungsempfehlungen*. URL: <https://industrial.vestakeep.com/product/peek-industrial/downloads/vestakeep%20peek%20verarbeitung%2007-2016.pdf>, Stand: 17.10.2019.
- [139] GOODFELLOW GMBH: *PDF Preisliste für Standardartikel*. URL: http://www.goodfellow.com/catalogue/GFCat5.php?ewd_token=TMneV0bn6tjCiQqmRaH13VhI2GVxWm&n=iuF5i7RTGmBND7w7tcgGpUPd4OhUjb, Stand: 17.09.2019.

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name, Vorname: Kamper, Swenja
Staatsangehörigkeit: deutsch
Geburtsdatum und -ort: 14.10.1987 in Bonn
Familienstand: ledig

Ausbildungsweg

1994-2007 Schulausbildung,
Abschluss: Abitur
Städtisches Gymnasium Rheinbach, Rheinbach

2007-2008 Auslandsaufenthalt in Irland

2008-2014 Studium der Werkstoffwissenschaften
Abschluss: Master of Science
Hochschule Osnabrück

Berufliche Tätigkeit

2008-2014 praktische Tätigkeiten in verschiedenen Unternehmen in
Deutschland während des Studiums

seit 2014 Wissenschaftliche Mitarbeiterin
Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren (ISAF) und Clausthaler Zentrum für Materialtechnik (CZM)
Technische Universität Clausthal